

UNIVERSITÉ DE SHERBROOKE  
Faculté de génie  
Département de génie électrique et de génie informatique

Développement d'un procédé  
d'électrodéposition séquentielle pour  
fabrication des microbilles à haute densité

Thèse de doctorat  
Spécialité : génie électrique

Abderrahim EL AMRANI

Sherbrooke (Québec) Canada

Décembre 2020



# MEMBRES DU JURY

Dominique DROUIN

---

Directeur

David DANOVITCH

---

Codirecteur

Réjean FONTAINE

---

Rapporteur

Alexandrine GUÉDON-GRACIA

---

Évaluatrice

Valérie OBERSON

---

Évaluatrice





# RÉSUMÉ

Aujourd'hui l'industrie des semiconducteurs aborde une époque requérant le couplage de l'innovation au niveau de l'assemblage avec la mise à l'échelle des dispositifs. Cette dernière n'est plus l'élément clé qui propulse l'évolution technologique à cause de l'énorme investissement requis vis-à-vis sa rentabilité qui devient de plus en plus limitée. Avec la réorientation de l'intérêt de la majorité des acteurs vers l'innovation au niveau des assemblages, cette thèse s'inscrit dans un contexte d'amélioration de la fiabilité des assemblages de larges puces renversées pour le calcul haute performance à travers le développement des microbilles de brasures à faible coût et de métallurgie optimisée.

Des microbilles de brasure à faible coût et hétérogènes sont proposées comme une approche simple qui présente des bénéfices métallurgiques et économiques. D'une part, l'électrodéposition séquentielle des couches de Sn et Ag pures au lieu d'alliage est réalisée à un faible coût d'acquisition et avec une simplicité de maintenance. D'une autre part, la même installation d'électrodéposition de Sn et Ag purs peut servir à la fabrication d'une multitude de brasures avec différents teneurs en Ag. Malgré le besoin d'une standardisation des procédés de fabrication des microbilles, les motivations citées précédemment peuvent constituer un facteur d'attraction pour l'industrie afin de l'adopter comme alternative à l'électrodéposition conventionnelle des alliages. En plus de son faible coût, l'approche de fabrication des microbilles par électrodéposition séquentielle amène une flexibilité métallurgique avec l'utilisation d'une barrière qui limite la diffusion d'Ag. Cette dernière résulte en une microbille de brasure unique, qui peut à la fois *i*) avoir une structure hétérogène avec une faible teneur en Ag dont la ductilité élevée est maintenue à proximité des couches fragiles de la métallisation de la puce lors des étapes de l'assemblage ; *ii*) avoir une forme en pilier dont des bénéfices sont similaires à ceux du pilier en Cu en évitant les effets néfastes de sa rigidité sur les couches du *BEOL*.

Les différentes étapes de fabrication des microbilles de brasure ont été développées en se limitant à des procédés qui peuvent être intégrés facilement dans un environnement de production industrielle. La manipulation de la métallurgie des joints de brasure a été réalisée avec succès en démontrant une structure hétérogène unique de brasure dans un assemblage de puces renversées.

**Mots-clés :** Électrodéposition séquentielle, microbilles hétérogènes, assemblage de puces renversées.



*"One hundred thoughts and a reconsideration  
rather than a scissor cut"*

*(Moroccan proverb)*



# REMERCIEMENTS

Je tiens à offrir mes plus sincères remerciements à mes directeurs de recherche, le professeur Dominique Drouin et le professeur David Danovitch. Dominique, merci de m'avoir offert l'opportunité de faire partie de ton équipe de recherche. Ton encadrement, ta disponibilité et ta rigueur scientifique m'ont facilité la tâche pour en sortir avec une expérience très riche. Dave, je serais toujours reconnaissant pour ton encadrement, les discussions scientifiques enrichissantes et ton regard analytique et pertinent qui m'ont permis de progresser et surpasser les objectifs de cette thèse.

Je tiens à remercier Pr Réjean Fontaine, Pr Alexandrine Guédon-Gracia, et Mme Valérie Oberson d'avoir accepté de faire partie du jury de cette thèse et aussi pour leurs temps et efforts qu'ils ont investi à l'évaluation de ce travail.

J'aimerais également exprimer mes remerciements aux membres impliqués dans le projet. D'abord, Étienne Paradis, notamment pour son support et accompagnement quotidien de mes activités de recherche tout au long de ma thèse. Ensuite, je tiens à remercier Michel Turgeon et Clément Fortin de IBM Bromont pour leurs conseils techniques qui m'ont aidé à surmonter les défis du projet.

J'exprime ma gratitude à Maxime Godard pour son aide avec les tests d'assemblage et à Yann Beilliard pour ses conseils et aide lors de la rédaction de ce manuscrit.

J'adresse tous mes remerciements au personnel technique des plateformes 3IT.nano et 3IT.micro, vous avez créé un environnement aimable de recherche. Merci pour votre soutien et formation qui m'ont permis d'avoir une autonomie de travail. René Labrecque, Félix Lalumière, Marie-Josée Gour, Pierre Langlois, Denis Pellé, Caroline Roy, Étienne Grondin, Guillaume Bertrand et Daniel Blackburn.

Un remerciement spécial à Stéphane Gutierrez et Charles Bertrand de la plateforme PRAM. En plus de votre soutien technique, j'ai eu le plaisir de faire connaissance de deux personnes admirables qui s'investissent pour faciliter la vie des étudiants.

Je ne peux pas rater cette chance sans remercier un grand nombre de collègues exceptionnels que j'ai côtoyé durant mes études. Un grand merci à Hassane Ouazzani Chahdi, Anouar Idrissi-El Oudrhiri, Abdelouadoud El Mesoudy, Mohamed Najah, Mohamed El-Gahouchi, Bilal Hassan, Mohammed Benjelloun, Zakaryae Ezzouine, Soundoss Maher, Umar Shafique, Julien Pezard, Ahmed Chakroun, Ataallah Youcef Bioud, Emmanuel Tetsi, Vincent Lafage, Bruno Lee Sang, Miftaha El Yazghi Ezzahni, Salwa Ben Jamaa, Gul Zeb, Jinto George, Jeff Moussodji, El mehdi Mojab, Rachid Aouami, Rashdul Hoque, Abdellah Benali, Mourad Jellite, Faissal El Hamidi, Doriane Ibtissam Hassaine Daoudji, Adham El-shaer, Maxime Plourde, Hosny Meddeb, Amrid Amnache, Nedal Al Taradeh, Alex Brice Pougoué Mbeunmi, Thierno Mamoudou Diallo et Nizar Bouguerra. Grâce à vous mon passage au 3IT à l'Université de Sherbrooke va rester toujours un souvenir précieux gravé dans la mémoire.

Une pensée d'admiration à mon père que Dieu accueille son âme dans son vaste paradis. Je tiens à remercier du fond du cœur ma précieuse mère, ma chère épouse, ma sœur et mes frères pour leur immense soutien tout au long de mon parcours.



# TABLE DES MATIÈRES

<b>1</b>	<b>INTRODUCTION</b>	<b>1</b>
1.1	Contexte général . . . . .	1
1.2	Contexte du projet, question et hypothèse de recherche . . . . .	5
1.3	Plan du manuscrit . . . . .	8
<b>2</b>	<b>ÉTAT DE L'ART</b>	<b>11</b>
2.1	Brasage de puces renversées ( <i>flip-chip</i> ) . . . . .	11
2.2	Étapes du procédé de fabrication des microbilles de brasure ( <i>Bumping</i> ) . .	13
2.2.1	Le dépôt de la métallisation des microbilles ( <i>UBM</i> ) . . . . .	14
2.2.2	Le dépôt de l'alliage à base de Sn . . . . .	14
2.2.3	Procédé du recuit de fusion . . . . .	18
2.3	Défis technologiques pour la fabrication des microbilles de brasure . . . . .	19
2.3.1	Difficultés d'électrodéposition d'un alliage . . . . .	20
2.3.2	L'électromigration dans les joints de brasure . . . . .	22
2.3.3	Contraintes thermomécaniques lors de l'assemblage . . . . .	27
2.4	Considérations métallurgiques pour les alliages	
	SnAgCu . . . . .	29
2.4.1	Contrôle de la teneur en Ag et en Cu dans les alliages SnAgCu . . .	30
2.4.2	Considération de la surfusion (en anglais « <i>Undercooling</i> ») . . . . .	31
2.4.3	Contrôle du taux de refroidissement durant la surfusion . . . . .	33
2.4.4	Choix des matériaux de métallisation . . . . .	34
2.5	État de l'art des microbilles fabriquées avec l'approche séquentielle . . . . .	34
2.6	Conclusion . . . . .	36
<b>3</b>	<b>ÉTUDE DU PROCÉDÉ D'ÉLECTRODÉPOSITION SÉQUENTIELLE POUR FABRICATION DES MICROBILLES DE BRASURE</b>	<b>39</b>
3.1	Avant-propos de l'article 1 . . . . .	39
3.2	Article 1 : A Study of Low-Cost Sequential Electroplating Bumping Process and Its Metallurgical Behavior . . . . .	41
3.2.1	Abstract . . . . .	41
3.2.2	Introduction . . . . .	41
3.2.3	Experimental . . . . .	43
3.2.4	Results . . . . .	45
3.2.5	Conclusion . . . . .	52
<b>4</b>	<b>FABRICATION ET ASSEMBLAGE EN UTILISANT DES MICRO- BILLES DE BRASURES HÉTÉROGÈNES</b>	<b>55</b>
4.1	Avant-propos de l'article 2 . . . . .	55
4.2	Article 2 : Heterogeneous Bump Metallurgy Through a Sequential Plating Based Process . . . . .	57
4.2.1	Abstract . . . . .	57

4.2.2	Introduction . . . . .	57
4.2.3	Experimental . . . . .	58
4.2.4	Results . . . . .	59
4.2.5	Conclusion . . . . .	67
4.3	Avant-propos de l'article 3 . . . . .	69
4.4	Article 3 :A Novel Chip-join Assembly Using Heterogeneous Sn-Ag Bumps	72
4.4.1	Abstract . . . . .	72
4.4.2	Introduction . . . . .	72
4.4.3	Experimental . . . . .	73
4.4.4	Results . . . . .	75
4.4.5	Conclusion . . . . .	81
<b>5</b>	<b>CONCLUSION ET PERSPECTIVES</b>	<b>83</b>
5.1	Synthèse générale . . . . .	83
5.2	Perspectives proposées . . . . .	84
	<b>LISTE DES RÉFÉRENCES</b>	<b>87</b>

---



# LISTE DES FIGURES

1.1	Évolution de la densité de transistors à l'échelle du silicium vs la densité de composants à l'échelle du boîtier/module [4]. . . . .	2
1.2	Approches d'assemblages 3D émergentes au début des années 2000 (a) [10] , (b) [11]. . . . .	2
1.3	Évolution des techniques d'assemblage et de la complexité des boîtiers [12].	3
1.4	La hiérarchie d'assemblage électronique [1]. . . . .	3
1.5	Vue latérale de l'empilement séquentiel des constituants de l' <i>UBM</i> et de la microbille (a) avant et (b) après recuit de fusion. . . . .	6
1.6	Contrôle local de la métallurgie par une microbille hétérogène. . . . .	7
2.1	Illustration de l'assemblage par (a) microcâblage et (b) brasage de puces renversées [23]. . . . .	12
2.2	Étapes du procédé conventionnel d'assemblage par brasage de puces renversées [24]. . . . .	12
2.3	Les étapes principales de fabrication des microbilles [28]. . . . .	13
2.4	Dépôt de l'alliage à base de Sn par sérigraphie [17]. . . . .	14
2.5	Étapes du procédé <i>C4NP</i> [32]. . . . .	15
2.6	Schéma simplifié d'un exemple d'électrodéposition du Cu [35]. . . . .	17
2.7	Procédé de fabrication de microbilles d'interconnexion par électrodéposition [17]. . . . .	18
2.8	Évolution typique de la température au cours du temps lors d'un recuit de fusion [47]. . . . .	19
2.9	Les paramètres qui influencent la concentration d'un métal noble dans un alliage électrodéposé : (a) densité de courant, (b) concentration du métal noble, (c) concentration des additifs, (d) agitation de la cathode, et (e) température [49]. . . . .	22
2.10	Observation MEB de la variation de l'épaisseur des intermétalliques au niveau de l'anode et la cathode sous une densité de courant de $3,2 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$ et $180^\circ\text{C}$ de température [66]. . . . .	25
2.11	Temps de défaillance moyen d'un joint de brasure avec des structures <i>UBM</i> en Cu et Cu-Ni [27]. . . . .	26
2.12	Défaillance au niveau des couches du <i>BEOL</i> , déformation de l'assemblage (a) au-dessus du point de fusion, (b) lors du refroidissement [17]. . . . .	27
2.13	Observations <i>SAM</i> des "white bumps", (a) [78] et (b) [17]. . . . .	28
2.14	Vue en coupe d'une fissuration et délaminage au niveau des couches du <i>BEOL</i> [79]. . . . .	28
2.15	$\text{Ag}_3\text{Sn}$ nucléé à partir de la couche intermétallique d'interface $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ [96].	31
2.16	Vue en coupe par microscopie électronique des boules <i>BGA</i> de $760 \mu\text{m}$ de diamètre, (Série en haut) avant assemblage et (série en bas) après mouillage au Cu. Illustration des formations intermétalliques pour les alliages (a) $\text{Sn}_{4.5}\text{Ag}_{0.5}\text{Cu}$ ; (b) $\text{Sn}_4\text{Ag}_{0.5}\text{Cu}$ ; (c) $\text{Sn}_{2.5}\text{Ag}_{0.5}\text{Cu}$ [98]. . . . .	32

2.17	Vue de dessus des intermétalliques $Ag_3Sn$ formés pour un alliage SnAgCu à une teneur en Ag de 3,4 <i>wt%</i> lors des recuits de fusion à différents pics de température et différents taux de refroidissements, <i>WC</i> : refroidissement à l'eau, <i>AC</i> : refroidissement à l'air, <i>FC</i> refroidissement dans la fournaise [101].	33
2.18	Procédé de fabrication des microbilles par électrodéposition séquentielle [108].	35
2.19	Résultats de test de contrainte de cisaillement pour différentes configurations [108]. . . . .	35
3.1	Reflow temperature profile. . . . .	43
3.2	Sequential plating process flow, a) Seed-layer deposition, b) Dry-film photoresist lamination, c) Photolithography, d) UBM plating, e) Sn plating, f) Ag plating, g) Sn protective layer plating, h) Dry-film photoresist stripping, i) Seed-layer etching, j) Reflow process. . . . .	44
3.3	Sequential plating bump structure (a) before and (b) after reflow. . . . .	44
3.4	SEM and EDS cross-sectional observation of sequentially plated solder bumps for different Ag contents- (a) 0.8 <i>wt%</i> (b) 1.7 <i>wt%</i> (c) 2.4 <i>wt%</i> . . . . .	46
3.5	SEM and EDS cross-sectional observation of a 3 <i>wt%</i> Ag contents sequentially plated solder bumps after (a) 240 s and (b) 60 s dwell. . . . .	47
3.6	SEM and EDS cross-sectional observation of a (a) 2.4 and (b) 3 <i>wt%</i> Ag content bumps on a Cu-Ni UBM. . . . .	49
3.7	SEM and EDS cross-sectional observation of reflowed bump at 3, 8 and 15 °C/s cooling rate and 240 s dwell. . . . .	50
4.1	Sequential plating process flow, a) Seed-layer deposition, b) Dry-film photoresist lamination, c) Photolithography, d) UBM Cu plating, e) UBM Ni plating, f) First Sn layer plating, g) Barrier plating, h) Second Sn layer plating, i) Ag plating, j) Sn protective layer plating, k) Dry-film photoresist stripping, l) Seed-layer etching, m) Reflow process. . . . .	59
4.2	(a) 45deg view of the resultant bumps after reflow and their cross-sectional SEM observation with (b) Ni, and (c) Ni-Cu barriers. . . . .	60
4.3	EDS mapping illustrating Ag concentration after multiple reflows using Ni and Ni-Cu barriers. . . . .	61
4.4	EDS mapping illustrating Ag concentration after homogenization using longer dwell reflows of (a) 105 s, (b) 160 s, (c) 240 s. . . . .	62
4.5	SEM and Ag-EDS cross-sectional view of two different 1 : 1 bumps with a 1 $\mu m$ Ni barrier. . . . .	63
4.6	Desired bump structure with the Ni cap. . . . .	64
4.7	SEM cross-sectional observation (a) before and (b) after reflow and the EDS mapping of the (c) Ni and (d) Ag of fabricated bump. . . . .	65
4.8	SEM and Ni, Ag EDS cross-sectional observation and mapping of the fabricated bump after (a) 2 short reflows, (b) 3 short reflows and (c) 3 short reflows followed by homogenization reflow. . . . .	65
4.9	Heterogeneous bump structure (a) before reflow, (b) after reflow, (c) after chip-join and (d) after underfill and homogenization. . . . .	74

---

4.10	Bumping process flow, a) Seed-layer deposition, b) Dry-film photoresist lamination, c) Photolithography, d) UBM Cu plating, e) UBM Ni plating, f) First Sn layer plating, g) Ni barrier capping, h) Second Sn layer plating, i) Ag plating, j) Sn protective layer plating, k) Dry-film photoresist stripping, l) Seed-layer etching, m) Reflow process. . . . .	74
4.11	SEM-EDS layered image of the as-plated bump elements layers (a) side view and (b) cross-sectional view. . . . .	76
4.12	SEM-EDS observation of the heterogeneous bumps after reflow, (a) multiple bumps side view, (b) single bump side view, and (c) EDS layered cross-sectional view. . . . .	76
4.13	(a) SEM-EDS observation of the heterogeneous solder joint and (b) Ag linescan across the solder joint. . . . .	78
4.14	SEM-EDS observation of the homogenized solder joint. . . . .	79

---



# LISTE DES TABLEAUX

2.1	Propriétés des alliages de Sn sans Pb binaires [34]. . . . .	20
2.2	Potentiels standard dans des solutions aqueuses acides [48]. . . . .	20
2.3	Valeurs de la surfusion pour trois alliages SnAgCu sous formes de boules BGA et joints de brasure [98]. . . . .	32
4.1	Homogenization reflow parameters. . . . .	62
4.2	Elements concentrations in <i>wt%</i> . . . . .	62



# LISTE DES ACRONYMES

Acronyme	Définition
3IT	Institut Interdisciplinaire d'Innovation Technologique
AC	Air Cooling
BEOL	Back End Of Line
BGA	Ball Grid Array
C4	Controlled Collapse Chip Connection
C4NP	Controlled Collapse Chip Connection New Process
CCM	Centre de Caractérisation des Matériaux
CNRS-UMI	Centre National de la Recherche Scientifique - Unité Mixte Internationale
CTE	Coefficient of Thermal Expansion
EDS	Energy Dispersive Spectroscopy
EM	ElectroMigration
EPS	Electronic Packaging Society
FC	Furnace Cooling
IBM	International Business Machines
IC	Integrated Circuit
IEEE	Institute of Electrical and Electronics Engineers
IMC	InterMetallic Compound
LN2	Laboratoire Nanotechnologies et Nanosystèmes
MCM	MultiChip Module
MEB	Microscope Électronique à Balayage
PoP	Package on Package
PRAM	Plateforme de Recherche et d'Analyse des Matériaux
SAM	Scanning Acoustic Microscopy
SEM	Scanning Electron Microscopy
SiP	System in Package
TSV	Through Silicon Via
UBM	Under Bump metallurgy
UV	UltraViolet
WC	Water Cooling





# CHAPITRE 1

## INTRODUCTION

Le chapitre 1 introduit, en premier lieu, le contexte général dans lequel la thèse s’inscrit à travers une définition de la thématique de l’assemblage microélectronique, son évolution et son importance. Ensuite, la question et l’hypothèse de recherche sont mises en contexte du projet industriel avec une discussion de l’approche proposée. Enfin, un aperçu des différents chapitres illustre le plan général du manuscrit.

### 1.1 Contexte général

L’assemblage en microélectronique (en anglais «*Microelectronic packaging*») est la dernière étape de fabrication que subit une puce en silicium avant d’arriver à l’étape de test et d’utilisation finale du dispositif [1, 2]. L’assemblage joue le rôle d’interconnexion électrique et de protection de la puce dans son environnement d’utilisation. Le boîtier influence directement la performance électrique ainsi que la fiabilité et détermine aussi la taille finale du dispositif, ceci explique sa grande importance dans l’industrie des semiconducteurs [1, 3]. Cette dernière a connu des avancées remarquables en ce qui concerne la performance, la taille et le nombre des dispositifs actifs intégrés. Cette évolution n’a cependant pas été reflétée directement sur les produits finaux à cause de l’évolution plus lente des techniques d’assemblage. La figure 1.1 illustre l’évolution de la densité d’intégration des transistors (loi de Moore) en comparaison avec l’évolution de la densité des composants assemblés à l’échelle du boîtier [4]. Ce constat a motivé les différents acteurs industriels et académiques à investir dans le développement de ces techniques, et ainsi pousser leur amélioration à travers des nouvelles approches d’assemblage.

En conséquence, l’assemblage microélectronique a évolué remarquablement lors des dernières années, allant de l’utilisation des modules à puces multiples (*MCM*) par IBM pour des processeurs de calculs puissants au début des années 1980 [5] jusqu’à l’apparition récente des assemblages 3D. Cette évolution graduelle a été marquée par l’apparition des assemblages 2.5D dans le but d’améliorer la bande passante entre la puce de calcul et la mémoire [6, 7] ainsi que des concepts 3D tels que les boîtiers sur boîtiers «*Package on Package*» (*PoP*) et les systèmes en boîtiers «*System in Package*» (*SiP*) pour les applications mobiles [8, 9]. La figure 1.2 illustre quelques types de boîtiers qui ont fait leurs apparitions aux débuts des années 2000 [10, 11], ce qui reflète la stimulation de la croissance en densité des composants dans un boîtier. Cette diversité de boîtiers et d’approches d’assemblage

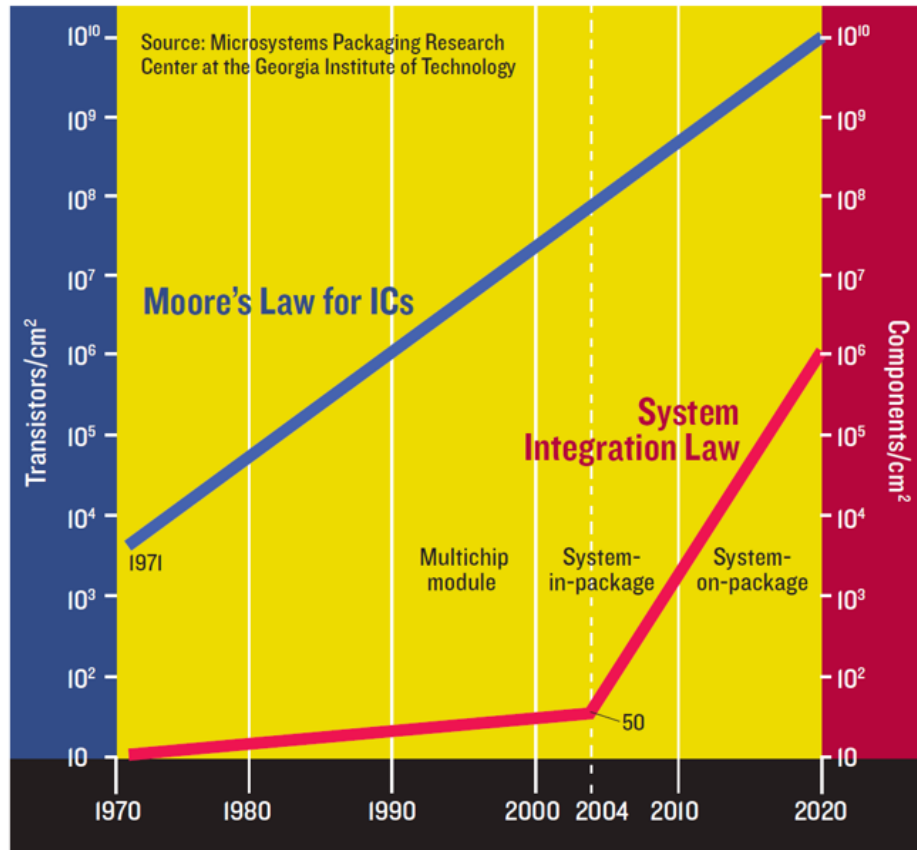


Figure 1.1 Évolution de la densité de transistors à l'échelle du silicium vs la densité de composants à l'échelle du boîtier/module [4].

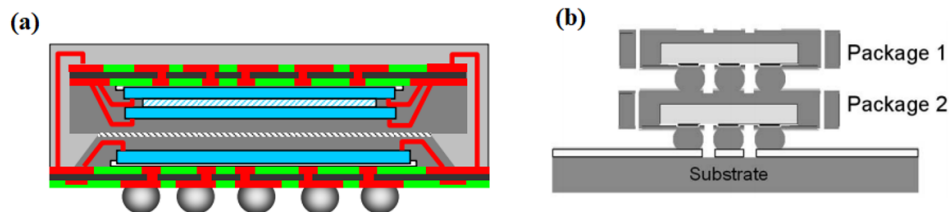


Figure 1.2 Approches d'assemblages 3D émergentes au début des années 2000 (a) [10] , (b) [11].

a été soutenue par l'amélioration des techniques d'assemblage notamment le brasage de puces renversées («*Flip chip*») et le microcâblage («*Wire bonding*») de même que les vias traversants le silicium («*Through Silicon Via*», ou *TSV*) et l'amélioration des techniques de moulage pour la reconstitution et l'assemblage au niveau de la plaque. La figure 1.3 montre l'évolution d'un assemblage de puces individuelles vers l'assemblage de plusieurs puces aux fonctionnalités différentes dans un module hétérogène [12].

Il existe plusieurs niveaux d'interconnexion électrique, qui peuvent être classifiés allant de l'assemblage de la puce sur un substrat jusqu'au système final. La figure 1.4 montre les

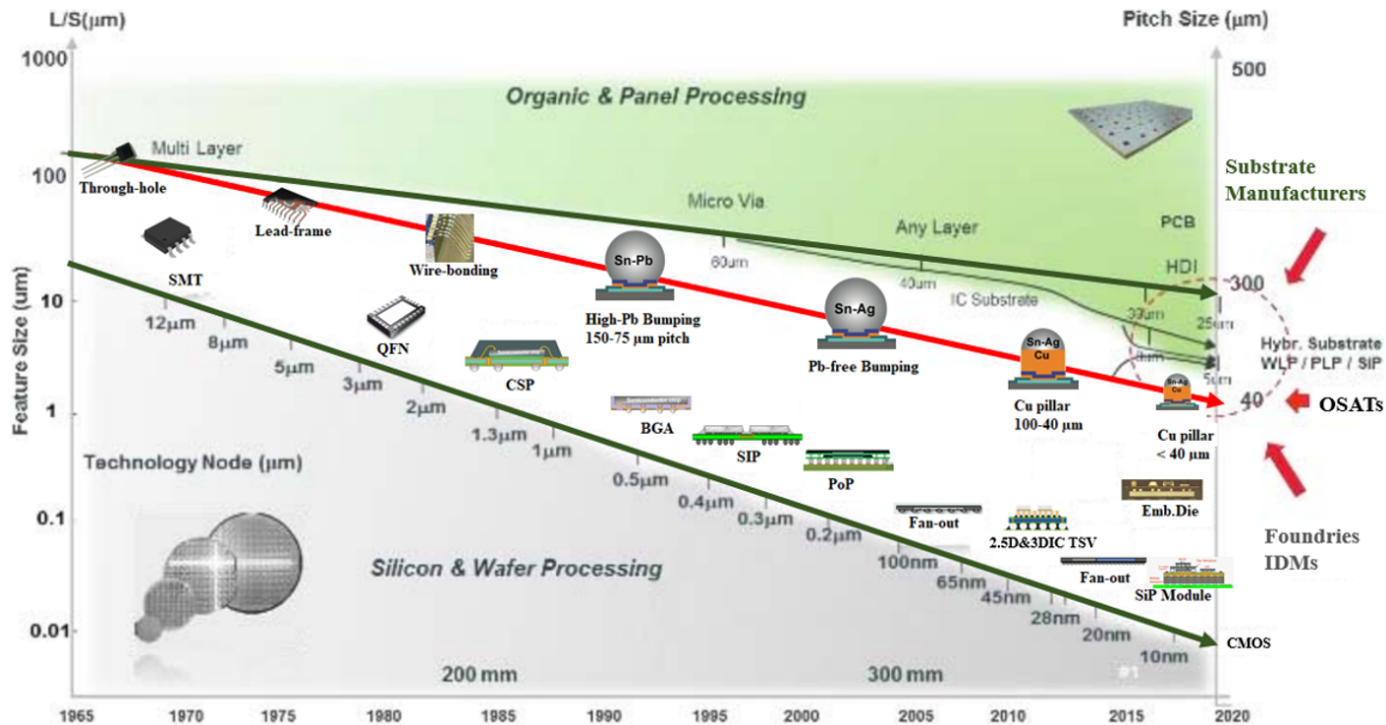


Figure 1.3 Évolution des techniques d'assemblage et de la complexité des boîtiers [12].

différents niveaux qui constituent la hiérarchie d'assemblage électronique. L'assemblage microélectronique intervient en particulier à l'interconnexion électrique entre la puce et le substrat (1er niveau d'assemblage) pour passer des dimensions microniques vers des dimensions millimétriques afin d'exploiter la puce et de constituer un système complet. La longueur des interconnexions est l'un des facteurs qui limitent les performances élec-

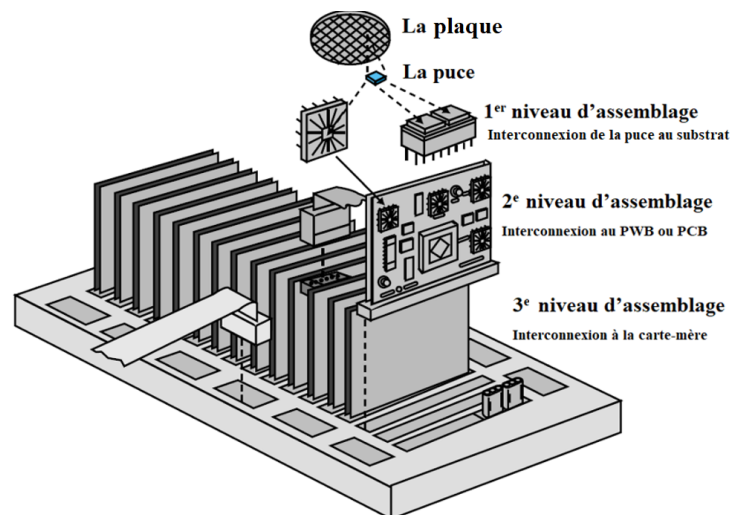


Figure 1.4 La hiérarchie d'assemblage électronique [1].

triques de la puce. Ceci est dû aux effets parasites induits par la résistivité et les couplages capacitifs des interconnexions en hautes fréquences. Ces effets contraignants forcent à limiter la fréquence de fonctionnement, ce qui revient directement à limiter les performances électriques du dispositif [1, 13].

L’assemblage microélectronique constitue un support physique qui protège la puce de son environnement d’utilisation et absorbe les charges qu’elles soient thermiques, mécaniques ou électriques. Malgré ce rôle de protection que joue le boîtier, il induit des sources de défaillances telles que des contraintes thermomécaniques, l’électromigration et la déformation. Ceci implique que la probabilité de défaillance du boîtier est largement supérieure à celle de la puce. Du point de vue de la fiabilité, améliorer la robustesse du composant consiste à améliorer la robustesse de l’assemblage [1, 14].

La dernière étape de fabrication implique que le rendement doit être très élevé, sans quoi la défaillance à ce niveau engendre une perte économique considérable [1]. D’autre part, la complexité croissante des assemblages hétérogènes requiert l’utilisation de plusieurs procédés d’assemblage et d’encapsulation avancés, ce qui implique un coût de fabrication élevé. À titre d’exemple, pour accommoder l’augmentation de la densité des entrées/sorties et les différences de coefficients de dilatation thermique entre le silicium et les matériaux organiques, l’utilisation de l’*interposer* en silicium a été considérée comme une solution favorable pour éviter les problèmes des contraintes thermomécaniques sur la couche du «*Back end of line*» (*BEOL*). Cependant, cette solution n’est que peu adoptée par l’industrie en raison de son coût de fabrication élevé à grande échelle [15, 16]. Ceci explique la vision actuelle et future des intervenants du domaine de l’assemblage microélectronique qui vise la réalisation de boîtiers à haute densité d’interconnexion en utilisant des procédés de fabrication simples, moins coûteux et reproductibles [15, 16]. Ce qui a été reflété par l’intérêt aux approches d’encapsulation à base des résines de moulage dont la popularité ne cesse d’augmenter. Ces approches d’encapsulation offrent une intégration hétérogène à faible coût, malgré son association à plusieurs défis techniques tels que la déformation «*Warpage*» et le déplacement des puces «*Die shift*».

L’évolution de la densité d’assemblage et de la complexité des boîtiers engendrent plusieurs défis technologiques notamment avec l’augmentation en nombre des entrées/sorties. À titre d’exemple, les puces de grande taille dédiées aux applications de calculs à haute performance intègrent un nombre important de transistors. Ces puces assemblées au sein du *MCM* nécessitent des nombreux canaux d’alimentation et de communication entre elles, mais aussi avec les puces mémoires et les autres composants du module. L’assemblage par brasage de puces renversées avec des microbilles à haute densité est le moyen le plus efficace

---

qui répond à ce besoin. Cependant, cette technique présente des défis reliés à la fiabilité des microbilles de brasure lors des procédés d'assemblage ainsi que lors de leur utilisation. À titre d'exemple, l'augmentation de la taille de la puce entraîne une augmentation des contraintes thermomécaniques sur les joints lors de la solidification du brasage de puces renversées notamment sur ceux au niveau des coins de la puce [17, 18]. Ces derniers causent un délaminage des couches fragiles du *BEOL* et ainsi la destruction de plusieurs interconnexions à ce niveau [17]. Un deuxième exemple de défaillance est l'électromigration. Ce phénomène apparaît avec la réduction de la taille des joints de brasure, causant une densité de courant plus élevée. Cette dernière active une migration des atomes constituant le joint de brasure lors du fonctionnement du composant et génère une création de vide qui se propage avec le temps et affaiblit le joint jusqu'à sa défaillance complète [17].

## 1.2 Contexte du projet, question et hypothèse de recherche

Cette thèse de doctorat entre dans le cadre de la chaire de recherche industrielle CRSNG / Prompt / IBM sur l'encapsulation innovante de puces microélectroniques en collaboration entre l'Institut Interdisciplinaire d'Innovation Technologique (3IT) à l'Université de Sherbrooke et l'industriel IBM Canada à Bromont. Pour répondre aux exigences du marché des puces de calcul de hautes performances et larges dimensions ciblé par IBM, ce sujet de thèse a pour objectif l'amélioration de la performance thermomécanique des joints de brasure à base d'alliage SnAg tout en gardant une bonne résistance à l'électromigration avec optimisation du coût de fabrication.

Pour répondre aux objectifs du projet, la question de recherche qui s'impose est : quelle approche à suivre afin de résoudre le dilemme « Contraintes thermomécaniques Vs. Électromigration » tout en optimisant le coût de fabrication ?

Une électrodéposition séquentielle des éléments du joint de brasure en matériaux purs au lieu de l'électrodéposition d'alliages peut à la fois *i)* amener une réduction considérable en matière du coût de fabrication tout en gardant une métallurgie des microbilles comparable à celles réalisées par électrodéposition d'alliage et *ii)* permettre l'ajout d'une couche barrière qui peut ralentir la diffusion d'Ag pour la réalisation d'une structure hétérogène de microbille. Cependant, cette approche est aussi associée avec des risques à prendre en considération. Les motivations et les risques cités précédemment sont discutés en détail dans les sections suivantes. La figure 1.5 présente un exemple d'un empilement des métaux constituant l'*UBM* et la microbille avant recuit de fusion. Après le recuit, la microbille

---

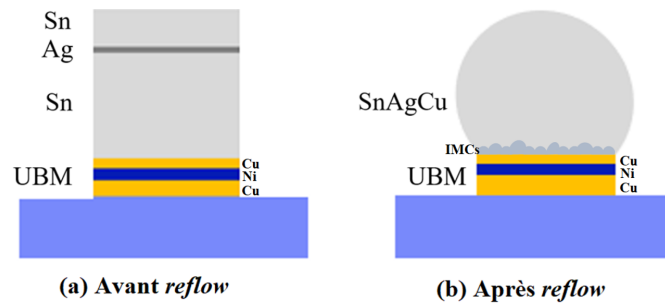


Figure 1.5 Vue latérale de l'empilement séquentiel des constituants de l'UBM et de la microbille (a) avant et (b) après recuit de fusion.

passé en forme sphérique avec une diffusion du Cu et Ag dans Sn pour former un alliage SnAgCu.

### Considérations du coût

L'électrodéposition des couches épaisses des métaux est essentielle pour les applications d'assemblage microélectronique. Cependant, il faut garantir les meilleures conditions d'électrolytes afin d'aboutir à un dépôt reproductible notamment le taux de déposition et la rugosité de surface. Le seul moyen qui garantit la reproductibilité est le contrôle quotidien des électrolytes, particulièrement celles du dépôt des alliages, qui induit des contrôles fréquents de l'électrolyte en matière de concentration des éléments et des additifs. Avec une électrodéposition séquentielle, le contrôle de la composition de l'alliage revient au contrôle du taux de dépôt, ce qui évite une analyse chimique des électrolytes d'alliages pour assurer la bonne proportion de chaque élément. Ceci revient à une réduction considérable du coût de maintenance qui s'ajoute à la réduction du coût d'acquisition des électrolytes de dépôt de métaux purs en comparaison avec les électrolytes de dépôt d'alliages. Ce coût d'acquisition s'élève à un facteur de 2.5 fois plus cher pour le dépôt en alliage.

En déposant les constituants de la microbille sous forme de matériau pur, il est possible de cibler n'importe quelle teneur en Ag selon le besoin tout simplement en ajustant les proportions du Sn et Ag déposés. Cette flexibilité offre la possibilité du dépôt de plusieurs alliages de différentes teneurs en Ag avec les mêmes électrolytes. Contrairement à l'utilisation de l'électrodéposition des alliages qui exige des électrolytes spécifiques pour chaque alliage ciblé.

### Possibilité de contrôler la métallurgie de la microbille

Le défi principal lors de la conception d'un procédé de fabrication des microbilles est la difficulté de trouver un compromis des caractéristiques d'alliages à base de SnAg. Chaque des teneurs faibles et élevées en Ag a des avantages et inconvénients qui ne peuvent pas être dissociés. L'électrodéposition séquentielle offre, potentiellement, un contrôle local

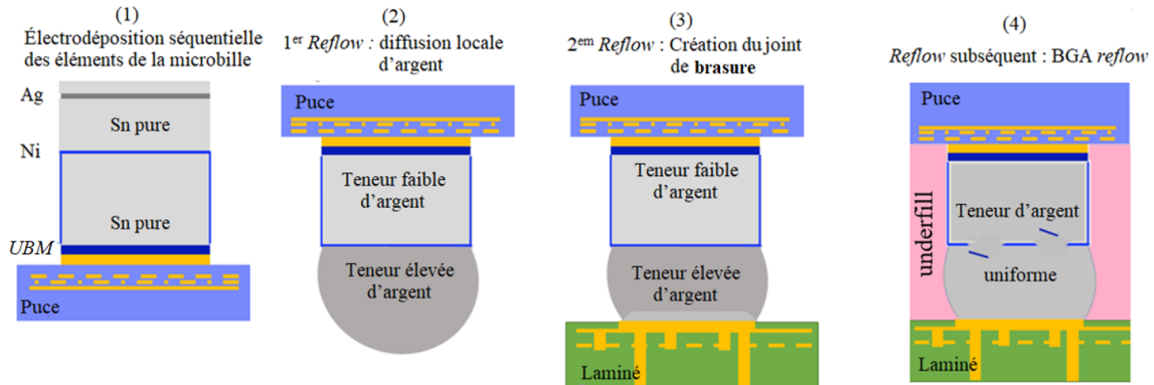


Figure 1.6 Contrôle local de la métallurgie par une microbille hétérogène.

des caractéristiques d'alliage dans deux sections de microbille séparées par une barrière. Cette barrière peut servir à contenir un taux élevé d'Ag et un taux faible dans les deux différentes sections de sorte que le joint soit plus ductile du côté des couches du *BEOL*. Ce qui peut aider à minimiser les contraintes entraînées par la microbille. Un recuit de fusion des *BGA*, subséquent à l'assemblage et au renforcement avec la résine de sous-remplissage et dont la durée du *dwell* est assez longue, peut homogénéiser le taux d'Ag à travers le joint de brasure. La figure 1.6 schématise le concept du contrôle local de la métallurgie par des microbilles hétérogènes.

Bien que l'électrodéposition séquentielle présente plusieurs bénéfices comme approche de fabrication des microbilles de brasure à grande échelle, elle vient aussi avec des enjeux tels que le manque de la littérature et de la compréhension métallurgique. En plus, plusieurs défis se présentent tels que la limite en précision des concentrations des éléments de l'alliage. Cette section définit les enjeux et défis majeurs de l'approche séquentielle avec une mise au point sur leurs effets et les moyens qui peuvent aider à les contourner.

### Comportement métallurgique de l'approche séquentielle

Un défi à surmonter lors du développement de cette approche d'électrodéposition est le comportement des microbilles en matière de la métallurgie. Peu d'études ont abordé cette thématique avec une analyse métallurgique profonde. Pour valider l'approche séquentielle comme technique de fabrication de microbilles, il est nécessaire d'avoir une diffusion rapide et uniforme de la couche d'Ag pure dans Sn en fusion. Ceci a pour but de minimiser les régions riches en Ag, et ainsi réduire les chances de formation des intermétalliques  $Ag_3Sn$  larges lors du refroidissement. Un recuit avec une durée de fusion (*dwell*) optimale peut uniformiser la diffusion d'Ag en phase liquide. Cependant, cette durée de fusion devrait être limitée pour éviter une croissance excessive de formations intermétalliques  $Cu_6Sn_5$  ou  $Cu_3Sn$ . L'étude du comportement métallurgique est un aspect important qui

est abordé ultérieurement afin d'évaluer le procédé séquentiel comme alternatif du procédé conventionnel.

### **Étapes additionnelles dans le procédé de fabrication des microbilles de brasure**

Une des problématiques de l'utilisation du procédé séquentiel est l'alternance d'électrodéposition de plusieurs couches. Ce qui nécessite l'ajout des nettoyages ultérieurs à chaque dépôt par rinçage et/ou immersion à l'eau désionisée afin de limiter les contaminations des électrolytes. Tandis que ces étapes additionnelles sont facilement intégrées au procédé de fabrication dans un laboratoire de recherche, il est primordial d'estimer la répercussion de ceci sur le coût de fabrication et le taux de production dans un environnement de fabrication à grande échelle afin d'avoir une vue complète sur les gains qu'apporte cette approche versus l'électrodéposition d'alliage.

### **Précision sur les concentrations faibles**

Réussir à avoir une bonne reproductibilité sur la concentration des éléments de l'alliage requiert un contrôle précis sur les taux de dépôt de Sn et Ag. Les épaisseurs des couches déposées peuvent varier entre différents lots et aussi sur la même plaque, ce qui peut causer une variation de la composition de l'alliage réalisé. Cette variation devient plus évidente pour les alliages avec une teneur faible en Ag ( $< 1 \text{ wt\%}$ ). Minimiser cette variation revient essentiellement à contrôler la reproductibilité des dépôts et aussi d'améliorer l'uniformité du même dépôt. Tenant compte de la maturité de l'électrodéposition dans un environnement industriel (uniformité de  $\pm 7 \%$  sur un panneau de  $600 \times 600 \text{ mm}^2$  [19]), les risques de variation deviennent faibles. Bien que ce défi sort du champ des objectifs clés du projet, des essais de fabrication des microbilles à teneur faible en Ag peuvent donner une crédibilité à cette approche de fabrication. Cela étant dit, une étude de précision et reproductibilité sur les teneurs faibles en Ag par rapport aux limites de spécifications dictées par les besoins d'assemblage est nécessaire pour valider ce procédé de fabrication.

## **1.3 Plan du manuscrit**

Ce manuscrit est une thèse par articles, qui est constitué de cinq chapitres. Le premier est une introduction brève qui définit et situe les travaux de cette thèse dans le contexte de l'assemblage microélectronique.

Le deuxième chapitre présente une revue d'état de l'art qui aborde les techniques de développement des microbilles à haute densité avec les défis typiques à surmonter. En outre, une étude détaillée sur l'alliage SnAgCu est présentée avec discussion des différents paramètres qui peuvent influencer sa métallurgie. Ensuite, l'approche d'électrodéposition séquentielle est proposée comme méthode de fabrication qui offre des bénéfices multiples.

---



Le troisième chapitre est un article publié dans le journal «*IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology*» sous le titre «*A Study of Low-Cost Sequential Electroplating Bumping Process and Its Metallurgical Behavior*» et qui résume nos travaux sur la métallurgie des microbilles fabriquées avec une électrodéposition séquentielle.

Le quatrième chapitre se compose de deux articles. Le premier est un papier intitulé «*Heterogenous Bump Metallurgy Through a Sequential Plating Based Process*» publié dans le *Proceeding* de la conférence «*2020 IEEE 70th Electronic Components and Technology Conference*» qui s’est tenue par visioconférence du 3 juin au 7 juillet 2020 en ligne à cause de la situation sanitaire en lien avec la COVID-19. Cette étude présente la possibilité de création d’une structure à la métallurgie hétérogène, la résistance de cette structure envers les recuits de fusion multiples et la possibilité de son homogénéisation lorsque requis. Le deuxième article est intitulé «*A Novel Chip-join Assembly Using Heterogeneous Sn-Ag Bumps*» soumis au journal «*IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology*». Cet article est la continuité de l’étude du premier article et présente le premier assemblage par brasage de puces renversées utilisant des microbilles hétérogènes avec un contrôle local de la métallurgie. L’idée principale de ce chapitre se base sur le contrôle local et temporel de la métallurgie de la microbille afin d’absorber les contraintes élevées lors de l’assemblage de la puce sur un substrat organique.

Le chapitre de conclusion résume les découvertes réalisées dans le contexte de cette thèse de doctorat. De plus, les améliorations possibles et les perspectives de travaux futurs sur ce même axe sont discutées.

---



# CHAPITRE 2

## ÉTAT DE L'ART

Le chapitre d'état de l'art aborde en détail les différents concepts techniques reliés aux joints de brasure. Premièrement, les technologies d'assemblage par brasage de puces renversées et de fabrication des microbilles de brasure («*bumping*» en anglais) sont introduites avec une mise au point sur les techniques de dépôt des alliages de base de Sn. Ensuite, les défis technologiques reliés aux microbilles de brasure sont présentés afin de définir les axes d'amélioration à cibler. Après, une étude bibliographique sur la métallurgie des alliages SnAgCu est nécessaire afin de déterminer les facteurs cruciaux à contrôler pour produire une métallurgie optimale qui peut améliorer la fiabilité de l'assemblage. Finalement, un aperçu de l'art antérieur de la fabrication de microbilles à l'aide d'électrodéposition séquentielle est présenté en mentionnant quelques caractéristiques reliées avec cette approche.

### 2.1 Brasage de puces renversées (*flip-chip*)

Il existe différentes techniques pour connecter électriquement une puce avec un substrat organique. Les procédés et les matériaux utilisés pour l'assemblage des puces diffèrent d'une technologie à l'autre. Celles parmi les plus utilisées sont le microcâblage (*wire bonding*) et le brasage de puces renversées. Le microcâblage a été adopté massivement par l'industrie grâce à sa simplicité. Cependant, cette technique a des limitations reliées au confinement des plots d'interconnexions à la périphérie de la puce ce qui handicape l'augmentation de la densité des interconnexions. D'autre part, l'intégrité mécanique du microcâblage en haute densité éprouve des fissurations au niveau du fil et de la couche *BEOL* au-dessous du plot, causant une découpe du fil ou un délaminage des couches de passivation du *BEOL* [20]. Aussi, la structure des fils de longueur importante et de faible section ainsi que leurs intégrations en haute densité induisent des effets résistifs et capacitifs limitant la performance électrique. Une partie des acteurs industriels a donc favorisé la technique d'assemblage par brasage de puces renversées pour les applications à haute densité avec objectif de répondre aux enjeux de performance électrique et de fiabilité imposés par l'évolution rapide de la complexité des assemblages [21].

La technique d'assemblage par brasage de puces renversées, connue aussi sous le nom de «*Controlled Collapse Chip Connection*» (*C4*), a été introduite lors des années 1960 par IBM pour l'assemblage de leurs transistors et circuits miniaturisés «*Solid Logic Technology*» [22]. Son nom dérive du fait que la puce est renversée, après fabrication, pour que

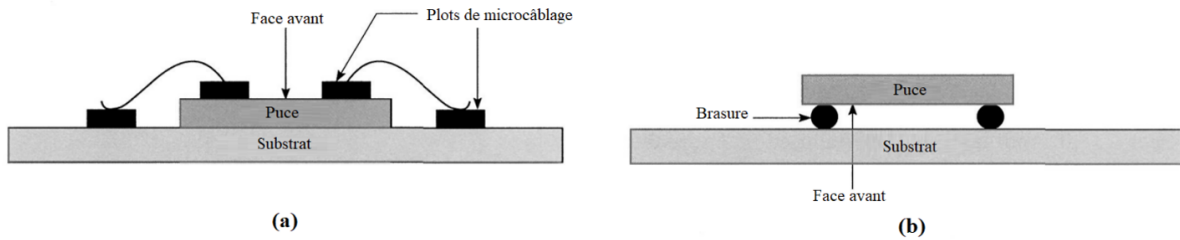


Figure 2.1 Illustration de l'assemblage par (a) microcâblage et (b) brasage de puces renversées [23].

sa face active soit orientée vers le bas lors de l'assemblage sur le substrat. Cette technique a commencé à s'étendre dans l'industrie grâce aux nombreux avantages qu'elle offre, notamment la réduction du coût d'assemblage, la réduction des longueurs d'interconnexions et l'augmentation de la densité des interconnexions [21]. La figure 2.1 illustre une vue en coupe comparative des techniques d'assemblages par microcâblage et brasage de puces renversées [23].

La Figure 2.2 illustre les étapes typiques de la technique d'assemblage par brasage de puces renversées [24]. Premièrement, une étape d'alignement des microbilles de la puce retournée par rapport aux plots de contact électrique du substrat, qui sont recouverts d'un alliage de brasage et d'un acide décapant («*flux*») dont le rôle est la désoxydation de la brasure et la prévention de son oxydation lors du recuit. Ensuite, la brasure passe à l'état de fusion durant un recuit qui finalise ainsi la connexion électrique. À noter que la fusion des microbilles permet de mitiger le désalignement avec les contacts grâce au phénomène d'autoalignement induit par leur tension de surface. Puis, un nettoyage des résidus du décapant est nécessaire comme conditionnement de l'assemblage à l'étape de l'application d'une résine de sous-remplissage (en anglais «*underfill*») par capillarité entre la puce et le substrat. Les rôles de cette résine sont la réduction des contraintes mécaniques appliquées sur les microbilles de brasure mais également la protection contre l'environnement exté-

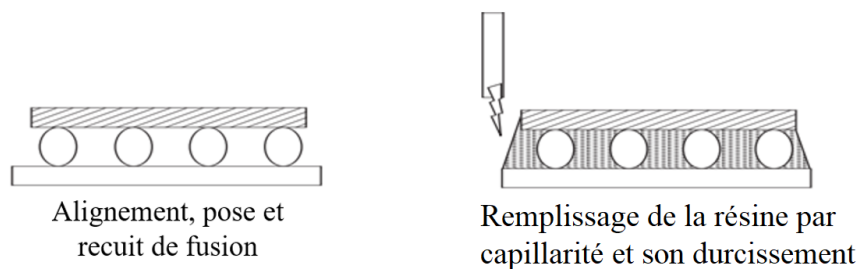


Figure 2.2 Étapes du procédé conventionnel d'assemblage par brasage de puces renversées [24].

rieur [25]. Enfin, l'assemblage est renforcé par un traitement thermique dont le but est le durcissement de la résine de sous-remplissage.

La technique du brasage de puces renversées a été adoptée par plusieurs acteurs dans le domaine d'assemblage microélectronique en tant qu'une solution prometteuse pour miniaturiser davantage les systèmes assemblés. Avec les efforts investis et en vertu d'une feuille de route de miniaturisation de la communauté «*Electronic Packaging Society*» (*EPS*) [26], le brasage de puces renversées cible des pas d'interconnexion aussi petits que  $30\text{ }\mu\text{m}$  avec l'objectif d'augmenter davantage leur densité afin de soutenir le développement des nouvelles technologies et applications [12, 26].

## 2.2 Étapes du procédé de fabrication des microbilles de brasure (*Bumping*)

La technologie de brasage la plus répandue est celle avec des microbilles conventionnelles à base d'alliages de Sn. Cette technologie se base sur trois étapes principales, schématisées dans la figure 2.3. La première étape est le dépôt de la couche de métallisation des microbilles (en anglais «*Under Bump metallurgy*» (*UBM*)), la deuxième étape est le dépôt de l'alliage à base de Sn sur la couche *UBM* alors que la troisième étape est celle du recuit de fusion pour former la microbille. Les sous-parties suivantes détaillent ces différentes étapes de ce procédé de fabrication des microbilles de brasure.

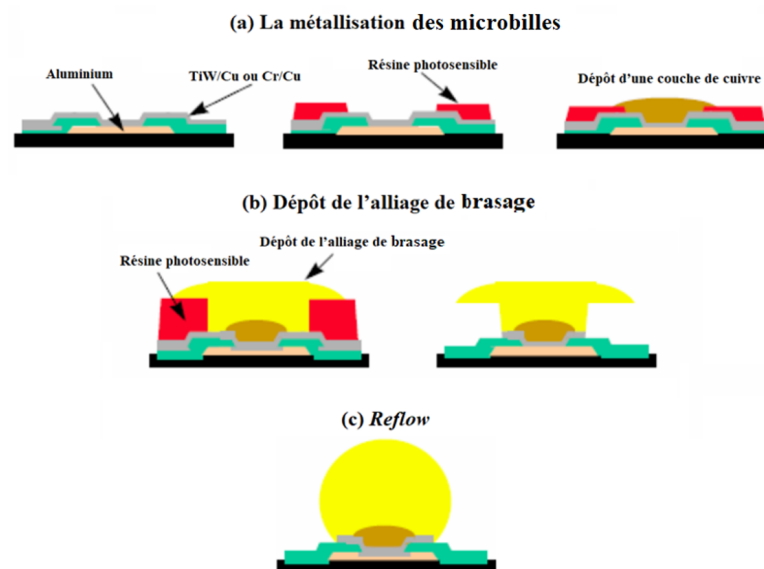


Figure 2.3 Les étapes principales de fabrication des microbilles [28].

### 2.2.1 Le dépôt de la métallisation des microbilles (*UBM*)

La métallisation des microbilles (*UBM*) est un constituant essentiel de cette technologie et se compose d'un empilement de métaux, souvent Cu et Ni sur une couche d'accroche de Cr ou TiW. La couche d'accroche a un rôle de passivation de la puce et du maintien de l'adhésion des couches subséquentes. Le Cu et/ou Ni jouent le rôle de la surface de mouillage et réaction avec le matériau de brasage, ce qui renforce l'attache de microbilles à travers la formation de liaisons intermétalliques (*IMC*). Ces dernières croissent entre Sn de la microbille et l'*UBM*, et sont induites par une diffusion des atomes du métal de la dernière couche de la structure *UBM* [10]. D'autre part, la couche de Ni a un rôle de réduction d'encombrement du courant et de la température des points chauds, causant l'amélioration de la durée de vie en électromigration [27]. Compte tenu de son importance, une faiblesse mécanique ou des défauts métallurgiques au niveau de l'*UBM* influencent directement la robustesse et la fiabilité du joint de brasure en entier [17, 27, 28].

### 2.2.2 Le dépôt de l'alliage à base de Sn

Il existe plusieurs techniques pour le dépôt de l'alliage à base de Sn, chacune ayant des caractéristiques spécifiques qui se reflètent sur les dimensions, la fiabilité ainsi que le coût de fabrication des microbilles. Les procédés les plus répandus aujourd'hui sont : le dépôt par sérigraphie, le dépôt "*Controlled Collapse Chip Connect - New Process*" (*C4NP*) et l'électrodéposition.

#### Dépôt de pâte à braser par sérigraphie

Le dépôt par sérigraphie est un procédé qui se base sur l'étalement d'une pâte à base de Sn, qui est imprimée à travers un masque métallique ou un photomasque. Le transfert sélectif

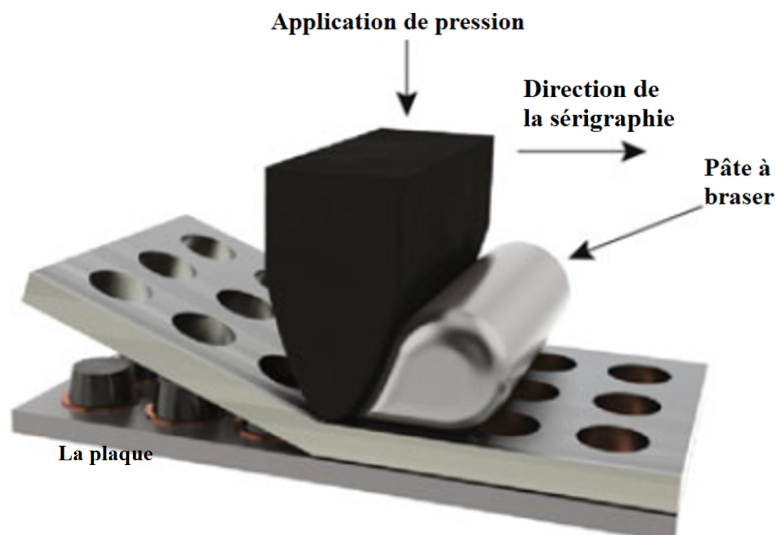


Figure 2.4 Dépôt de l'alliage à base de Sn par sérigraphie [17].

et localisé de la pâte à braser se fait en utilisant une lame de racle avec l'application de pression lors d'un balayage qui assure le remplissage des motifs sur le masque. Ce masque définit la forme et l'épaisseur du dépôt alors que la métallurgie est ajustée selon la nature de la pâte à braser. La figure 2.4 montre ce concept de dépôt de l'alliage à base de Sn [17].

Malgré sa simplicité et son faible coût de fabrication [17, 29], ce procédé nécessite l'utilisation d'un volume de pâte dépassant largement celui des microbilles et vient avec un taux de défaillance élevé, entre 52% et 71%, est associé à la fabrication des billes de brasage à pas fin par sérigraphie [30]. Également, la formation de vide dans les billes de brasure lors du recuit de fusion est une faiblesse au niveau de la fiabilité et constitue une source de défaillance du joint de brasure. D'autres problèmes de défaillance, tels que des fissurations, peuvent se manifester au niveau des couches de passivation fragiles du *BEOL* ou bien au niveau des plaques amincies lors de l'application de la pression [17].

### Dépôt *C4NP*

Le procédé du dépôt, connu sous le nom «*Controlled Collapse Chip Connection - New Process*» *C4NP*, a été développé par IBM et commercialisé par Suss MicroTec. Ce procédé est similaire au dépôt par sérigraphie, mais dépourvu de ses limitations en volume de la pâte requise et en haute densité d'interconnexion, peut atteindre 50  $\mu m$  de pas [31], à faible coût pour des microbilles en alliage à base de Sn. La figure 2.5 montre les étapes du

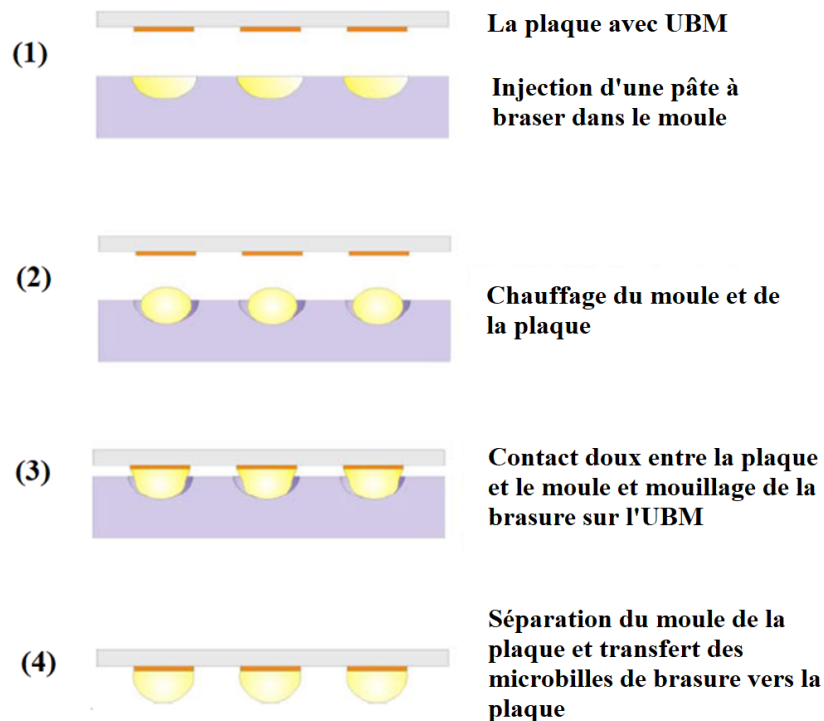


Figure 2.5 Étapes du procédé *C4NP* [32].

procédé *C4NP* durant lesquelles l'alliage à base de Sn moulé dans un substrat en verre, qui réplique la conception des plots d'*UBM* sur la plaque de silicium, est transféré du moule vers la plaque. Le moule en verre, rempli avec l'alliage à base de Sn désiré, est approché à la plaque jusqu'à ce que les microbilles soient en contact avec les plots d'interconnexions sur la puce avec une élévation de température. Ainsi, les microbilles sont transférées sur les plots de la plaque de silicium en une seule étape sans utilisation du décapant. Cette technique bénéficie des mêmes avantages que le dépôt par sérigraphie, telle que la simplicité du procédé, la flexibilité de choix des alliages et le faible coût (10-30% plus faible que les autres techniques de dépôt) [32, 33].

L'inconvénient principal de cette technique est la nécessité d'un environnement propre sous gaz inerte pour éviter l'oxydation des microbilles lors du recuit de fusion. D'autre part, son application à hautes densités est plutôt adaptée pour des microbilles conçues en majorité d'un matériau de brasure, et difficile à utiliser pour les applications utilisant un pilier en Cu. Ceci restreint le gap entre la puce et le substrat et ainsi complique l'écoulement de la résine de sous-remplissage par capillarité.

### Dépôt par électrodéposition

L'électrodéposition est un procédé électrochimique qui se base sur le dépôt d'un métal, sous forme d'ions dissouts dans une solution chimique, sur une cathode par l'application d'un courant électrique. Une différence de potentielle cathode-électrolyse, qui excède le potentiel de décharge des ions métalliques, active le dépôt de ces derniers sous forme de réduction sur la cathode suivant la réaction chimique  $M^{n+} + n \times e \rightarrow M$  [34]. La figure 2.6 schématise un exemple du principe d'électrodéposition [35].

L'électrodéposition suit plusieurs étapes importantes. La première est la formation des germes cristallins, générés par la réduction des premiers ions à la surface de la cathode dont le potentiel de réduction est le plus faible. Ces sites de nucléation privilégiés peuvent être causés par des imperfections topologiques ou des contaminations particulières ou chimiques. Ensuite, ces atomes déposés deviennent eux-mêmes des sites préférentiels de réduction. C'est la deuxième étape, qui est la croissance des germes, durant laquelle les surfaces supérieures sont privilégiées donnant une croissance sous forme d'îlots 3D isolés. Ces îlots continuent leurs croissances et se regroupent en constituant une seule couche qui couvre toute la surface. Ensuite, la croissance métallique continue à la fois latéralement et verticalement [34, 36–39]. Plusieurs paramètres peuvent altérer la structure du dépôt, dont l'augmentation de la température qui favorise la formation des germes et ainsi résulte à une structure de grains plus fins [34]. L'autre paramètre qui, jusqu'à une certaine limite, favorise une formation uniforme et dense des germes est l'augmentation de la densité



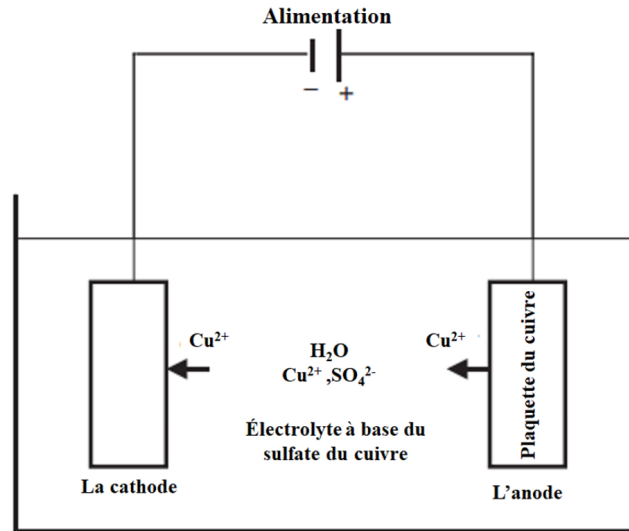


Figure 2.6 Schéma simplifié d'un exemple d'électrodéposition du Cu [35].

du courant. En effet ceci est dû à l'augmentation de la densité des germes formés par unité de surface [34, 40, 41]. Cependant, une densité de courant trop élevée entraîne une augmentation des contraintes du dépôt et le rend poreux et peu adhérent à la cathode [41–43]. L'agitation du bain d'électrolyte est aussi importante pour augmenter la densité de la formation des germes à travers le rafraichissement de l'électrolyte épuisé au voisinage de la cathode [34]. Un autre paramètre à tenir en compte est le nettoyage de surface des impuretés qui déclenchent une formation des germes prématurés et accentuent la rugosité à travers une croissance non simultanée entre ces sites et le reste de la surface [34].

L'électrodéposition est le procédé le plus répandu aujourd'hui pour la fabrication des microbilles grâce aux différents avantages qu'il offre en comparaison avec les autres procédés. Premièrement, ce procédé permet le dépôt de plusieurs matériaux et aussi la fabrication des microbilles dont le diamètre varie entre quelques centaines jusqu'à une dizaine de micromètres et des pas aussi fins que  $25\ \mu\text{m}$ . Aussi, l'augmentation de la densité reste possible avec un ratio densité/coût stable [17]. En plus, l'électrodéposition est le procédé de dépôt des couches de métallisation des microbilles ce qui explique sa popularité et sa maturité dans l'industrie pour cette application. La figure 2.7 montre les différentes étapes du procédé de fabrication des microbilles par électrodéposition.

L'électrodéposition a cependant plusieurs inconvénients à prendre en considération lors de la fabrication des microbilles. Ce procédé est relativement lent avec une vitesse de dépôt d'un alliage à base de Sn qui est autour d'un micron par minute selon l'optimisation des conditions du dépôt. D'autre part, l'uniformité de dépôt et sa morphologie dépendent essentiellement de la densité du courant à travers la plaque. Une manière de minimiser

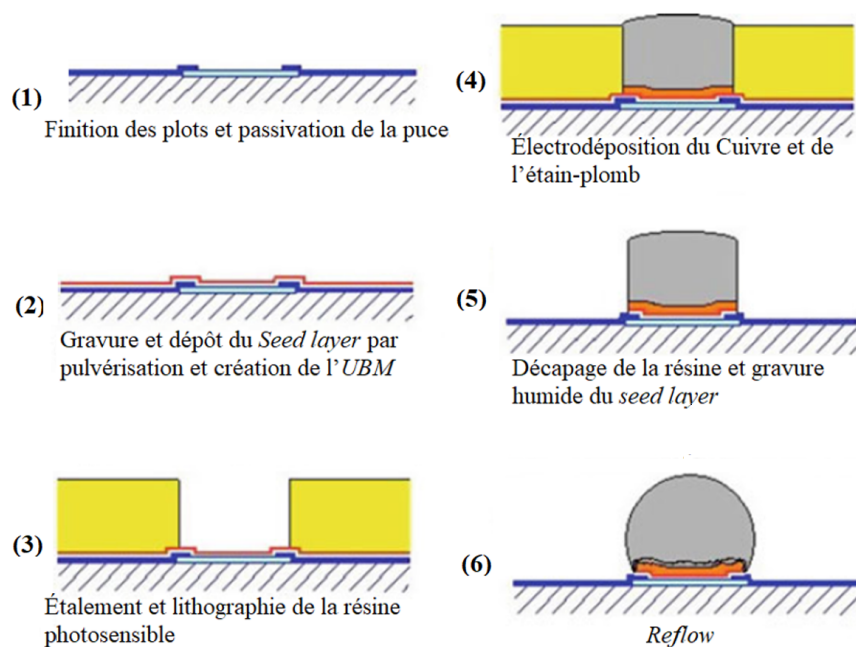


Figure 2.7 Procédé de fabrication de microbilles d'interconnexion par électro-déposition [17].

la différence de la densité du courant à travers la plaque est de s'assurer que la couche de conduction est assez épaisse mais aussi facile à enlever pour éviter le problème de surgravure. De même que l'application d'une polarisation sur différents points du contour de la plaque qui améliore l'uniformité du dépôt. Même avec l'amélioration de l'uniformité, cette technique entraîne une certaine variation radiale de l'épaisseur du matériau déposé [17, 44]. D'autres défis de l'utilisation de cette technique pour déposer des alliages sont illustrés davantage dans la section 2.3.

### 2.2.3 Procédé du recuit de fusion

Le procédé du recuit de fusion, appelé «*reflow*» en anglais, est l'étape finale des procédés de fabrication des microbilles. Cette étape est nécessaire pour avoir la forme sphérique des microbilles ainsi que pour activer les diffusions intermétalliques entre le Sn et la dernière couche de l'*UBM* pour une meilleure attache des microbilles sur l'*UBM* [45]. Avant ce procédé, les microbilles sont couvertes par un décapant, qui a un rôle de désoxydation de la surface et promoteur de brasage [46]. Ensuite, un profil de température (recuit de fusion) est appliqué. Ce profil est constitué d'une rampe d'augmentation de température pour atteindre le palier du préchauffage qui active les effets du décapant. Une deuxième rampe est nécessaire pour atteindre la température de fusion de l'alliage qui active une transition

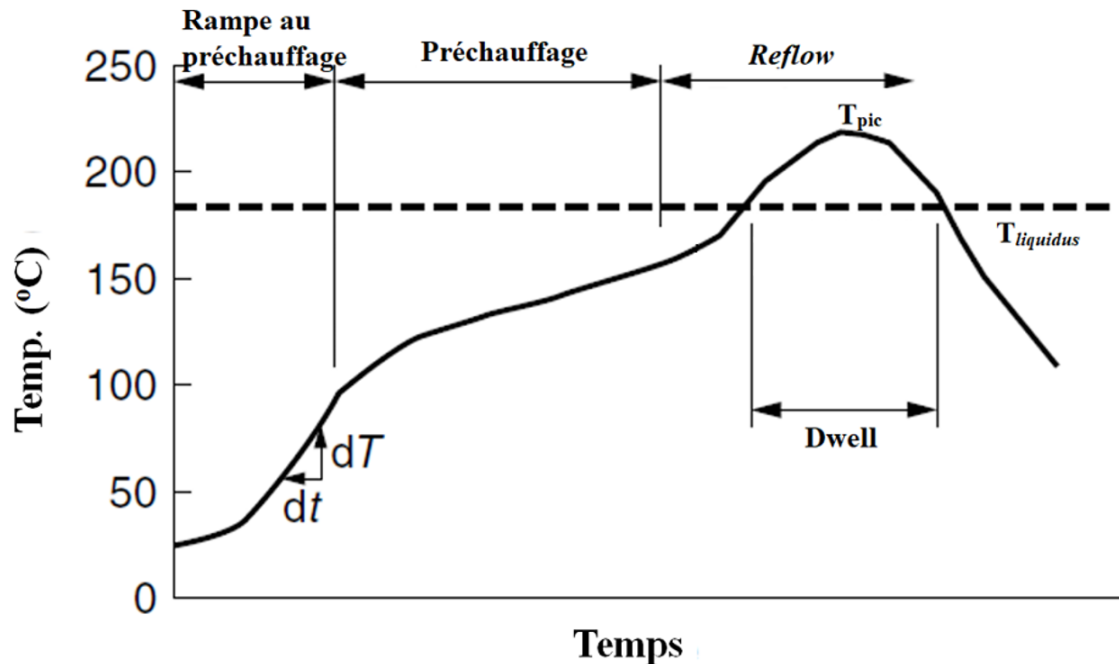


Figure 2.8 Évolution typique de la température au cours du temps lors d'un recuit de fusion [47].

vers la phase liquide (*liquidus*). La rampe continue jusqu'à atteindre une température maximale qui garantit la fusion complète de l'alliage et la formation de la microbille. Finalement, une descente de refroidissement vient pour solidifier la microbille. La vitesse du refroidissement a une influence directe sur la microstructure de la microbille, à savoir la taille des grains et la formation des intermétalliques  $Ag_3Sn$ . Plus d'information à cet égard est présentée dans la section 2.4.3. La durée de fusion («*dwell*») est l'intervalle du temps durant lequel la brasure reste en phase liquide. La figure 2.8 montre un profil de température d'un recuit de fusion standard [47].

## 2.3 Défis technologiques pour la fabrication des microbilles de brasure

Après avoir présenté les différentes technologies de fabrication des joints de brasure et leurs enjeux principaux, cette section a pour objectif de situer les principaux défis techniques en lien avec la thématique des microbilles de brasure et plus spécifiquement, celles qui constituent des axes potentiels d'amélioration de notre approche de fabrication des joints de brasure par électrodéposition. Le but est d'introduire chaque défi en présentant son origine avec une mise au point sur l'état de l'art des efforts ayant déjà investis à cet égard.

### 2.3.1 Difficultés d'électrodéposition d'un alliage

En général, le développement des solutions d'électrodéposition des alliages de Sn sans Pb n'est pas facile pour plusieurs raisons. Il faut cibler les compositions qui offrent des caractéristiques comparables à celles de l'alliage SnPb notamment, la température de fusion, le mouillage du brasage ainsi que la fiabilité. Les alliages les plus convenables à ces besoins sont les alliages SnAgCu. Cependant, la difficulté d'électrodéposition d'un alliage ternaire a mené vers l'élaboration des alliages binaires tels que SnBi, SnCu et SnAg selon les caractéristiques désirées [34]. Le dernier étant le plus adopté grâce à la possibilité de produire un alliage SnAgCu désiré à travers la diffusion du Cu des finitions de surfaces et UBMs typiques. Le tableau 2.1 montre la composition et les caractéristiques de quelques alliages binaires sans Pb.

Lors du développement du procédé d'électrodéposition d'un alliage binaire, l'un des éléments clés à tenir en compte est la compatibilité des éléments à se déposer simultanément d'une manière contrôlée. Ceci est plus facile à réaliser lorsque les potentiels de réduction des éléments sont proches. En effet, l'alliage SnPb est parmi les alliages les plus faciles à réaliser par électrodéposition grâce à la faible différence entre les potentiels de réduction du Sn et du Pb dans une solution aqueuse [34]. Cette différence de potentiel est de seulement 12 mV [48] comme on peut le voir dans le tableau 2.2 donnant les potentiels standards de plusieurs ions dans des solutions aqueuses acides.

Tableau 2.1 Propriétés des alliages de Sn sans Pb binaires [34].

Alliage	Composition	Température de fusion ( $^{\circ}C$ )	Propriétés
Sn-Bi	$_{98}Sn_{2}Bi$	226	Bonne résistance du matériau à la fatigue
Sn-Cu	$_{99.3}Sn_{0.7}Cu$	227	Bon fluage et résistance à la fatigue thermique
Sn-Ag	$_{96.5}Sn_{3.5}Ag$	221	Bon mouillage et résistance au cisaillement

Tableau 2.2 Potentiels standard dans des solutions aqueuses acides [48].

Réaction de réduction	$E^0(V)$
$In^{3+} + 3 \times e^{-} \rightarrow In$	-0.338
$Sn^{2+} + 2 \times e^{-} \rightarrow Sn$	-0.137
$Pb^{4+} + 4 \times e^{-} \rightarrow Pb$	-0,125
$Sn^{4+} + 4 \times e^{-} \rightarrow Sn^{2+}$	0,150
$SbO^{+} + 2H^{+} + 3 \times e^{-} \rightarrow Sb + H_2O$	0.204
$Bi^{3+} + 3 \times e^{-} \rightarrow Bi$	0.317
$Cu^{2+} + 2 \times e^{-} \rightarrow Cu$	0.340
$Ag^{+} + e^{-} \rightarrow Ag$	0.799

Or, pour que l'électrodéposition d'un alliage binaire soit possible, les éléments qui le composent doivent avoir des potentiels de réduction semblables avec une différence qui ne dépasse pas 200  $mV$ . Une différence de potentiel qui excède 200  $mV$  mène à une électrodéposition préférentielle et ainsi le dépôt d'un métal et non pas d'un alliage [34]. En regardant les potentiels des éléments utilisés pour les alliages sans Pb, notamment l'alliage désiré en SnAg, cette différence entre les potentiels standards de réduction excède largement 200  $mV$  [48]. Même avec la complexité du dépôt de cet alliage, il existe des techniques qui permettent la réduction de cette différence entre les potentiels de réduction. Selon l'équation modifiée de *Nernst*, le potentiel de réduction d'un métal dans une solution s'exprime sous forme de l'équation (2.1) [34].

$$E = E^0 + \left( \frac{RT}{nF} \right) \ln a + C \quad (2.1)$$

où  $E^0$  est le potentiel standard,  $R$  est la constante des gaz parfaits,  $T$  est la température absolue en kelvin,  $a$  est l'activité chimique de l'oxydant et du réducteur,  $F$  est la constante de Faraday,  $C$  est la concentration d'ion et  $n$  est le nombre d'électrons transférés dans la demi-réaction.

Parmi les approches permettant de surmonter la difficulté d'électrodéposition de ce type d'alliage on peut citer [34] :

- Ajustement de la concentration des éléments d'alliage de telle sorte que la diffusion du métal plus noble soit limitée. Ceci peut permettre à l'autre élément de se déposer avant épuisement du premier. Ceci peut être exprimé par la différence du potentiel de deux métaux par l'équation suivante [34].

$$\Delta E = E_1 - E_2 = E_1^0 - E_2^0 + \left( \frac{RT}{nF} \right) \ln \left( \frac{a_1}{a_2} \right) + (C_1 - C_2) \quad (2.2)$$

Le dernier terme de cette équation montre la possibilité de réduire la différence de potentiel par modification de la concentration des deux composants de l'alliage.

- Utilisation d'un agent complexant qui réagit avec les ions de l'un des éléments ou avec les deux pour former des ions complexes dont le potentiel de réduction est plus faible. Ce qui permet de réduire  $\Delta E$  et aboutir à une électrodéposition d'alliage de composition proportionnelle à la concentration des ions dans la solution électrolytique [34].
- Utilisation des additifs organiques pour bloquer l'électrodéposition du métal plus noble. Cependant, un mauvais dosage de ces additifs peut altérer certaines carac-

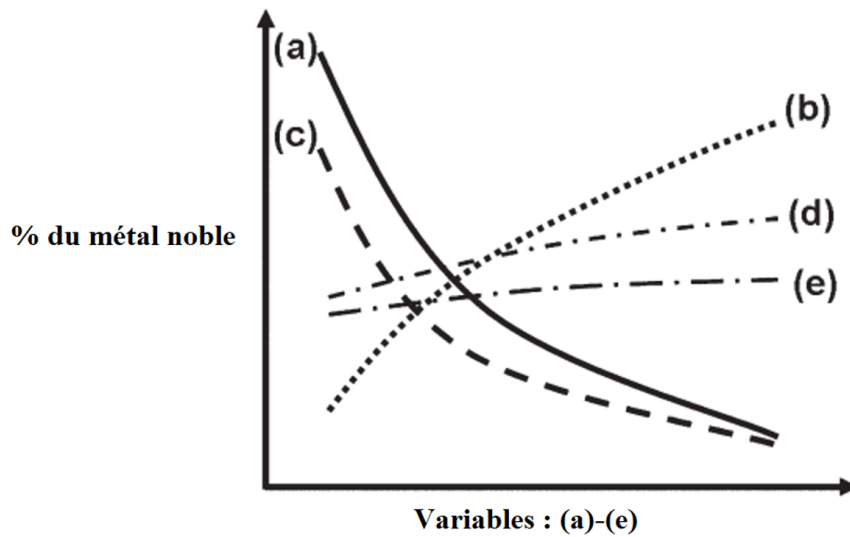


Figure 2.9 Les paramètres qui influencent la concentration d'un métal noble dans un alliage électrodéposé : (a) densité de courant, (b) concentration du métal noble, (c) concentration des additifs, (d) agitation de la cathode, et (e) température [49].

téristiques de l'alliage déposé telles que la ductilité et le mouillage. D'autre part, il n'existe pas de recettes bien définies pour l'ajout des additifs organiques [34].

La figure 2.9 montre les paramètres ayant une influence sur la concentration du métal noble dans un alliage lors d'une électrodéposition.

Malgré les efforts de stabilisation des électrolytes, le dépôt d'alliage SnAg reste instable et difficile à contrôler et à garder à l'état optimal pour obtenir le pourcentage d'Ag désiré. En effet, plusieurs paramètres peuvent déstabiliser l'électrodéposition d'un alliage. Cette évolution chimique de la solution dépend de la fréquence d'électrodéposition et aussi du temps, ce qui requiert un filtrage et un reconditionnement des électrolytes avec des produits spécifiques comme des additifs et solutions concentrées. Ces derniers sont commercialisés avec des coûts relativement élevés en comparaison avec ceux des électrolytes de base. En plus, l'analyse quotidienne, nécessaire pour garder un état optimal des électrolytes d'électrodéposition engendre un coût additionnel de main-d'œuvre, notamment dans un milieu industriel qui impose des normes strictes de reproductibilité.

### 2.3.2 L'électromigration dans les joints de brasure

L'électromigration est un phénomène produit par un déplacement d'atomes dans un conducteur électrique. Les deux facteurs principaux qui génèrent ce déplacement d'atomes sont : la force d'interaction des ions du métal dans un champ électrique  $F_{EF}$  et une force de transfert du moment de flux d'électrons vers les ions du métal  $F_{EW}$  [50–52]. Ces deux

facteurs résultent en une force motrice exprimée sous forme de l'équation suivante [51] :

$$F_{EM} = F_{EF} + F_{EW} = (Z_{EF} + Z_{EW}) eE = Z^* eE = Z^* e\rho j \quad (2.3)$$

où  $Z_{EF}$  est la valence nominale du métal,  $Z_{EW}$  est le nombre d'électrons qui entre en interaction avec les ions,  $e$  est la charge d'un électron,  $E$  est le champ électrique,  $\rho$  est la résistivité,  $j$  est la densité de courant et  $Z^*$  est le numéro atomique effectif.  $Z^*$  représente une caractéristique du métal sous un champ électrique qui, pour la majorité des métaux, résulte en une migration des atomes dans le sens opposé au champ électrique et dans le sens du mouvement des électrons [51].

Alors que l'équation de la force motrice de l'électromigration décrit de manière générale son comportement, elle ne peut pas représenter la réalité dans une structure de dimensions limitées telles qu'une structure d'interconnexion. Avec la migration des atomes vers l'anode, des contraintes de traction et de compression s'accumulent, respectivement, au niveau de la cathode et l'anode. Ces contraintes repoussent les atomes dans un sens opposé à celui du flux atomique vers la cathode. Ce phénomène est connu sous l'effet de «*Blech*», du nom du scientifique qui l'a observé. L'observation clé dans son étude est que la déplétion par électromigration est proportionnelle à la longueur de la structure métallique. La force motrice opposée qui génère cet effet est exprimée avec l'équation [51] [53, 54] :

$$F_\sigma = -\Omega \frac{d\sigma}{dx} \quad (2.4)$$

avec  $\Omega$  est le volume atomique,  $\sigma$  est la contrainte mécanique et  $x$  est la longueur de la structure métallique. En tenant compte des deux forces motrices, électrique  $F_{EM}$  et mécanique  $F_\sigma$ , intervenant dans le phénomène d'électromigration, on obtient un flux atomique  $J$  exprimé par l'équation :

$$J = \frac{DC}{kT} (F_{EM} + F_\sigma) \frac{DC}{kT} \left( Z^* e\rho j - \Omega \frac{d\sigma}{dx} \right) \quad (2.5)$$

où  $D$  est la diffusivité atomique,  $C$  est la concentration atomique,  $k$  est la constante de Boltzmann et  $T$  est la température.

L'estimation de la structure critique qui garantit un flux atomique  $J = 0$  passe à travers l'approximation de  $\frac{d\sigma}{dx}$  à  $\frac{\Delta\sigma}{\Delta x}$  et  $\Delta x$  à la longueur de la structure  $L$ . On se retrouve avec un produit de longueur et densité de courant critique sous forme de :

$$(jL)_c = \Omega \frac{\Delta\sigma}{Z^* e\rho}. \quad (2.6)$$

L'étude de l'électromigration dans des structures métalliques homogènes telles que les interconnexions des couches du *BEOL* à base du Cu diffère de celle dans les joints de brasure à base d'alliages de Sn. Premièrement, le mécanisme de diffusion dominant dans ces derniers est la diffusion interstitielle contrairement à la diffusion aux joints de grain ou en interfaces, qui sont dominants dans les interconnexions à base du Cu [55, 56]. La différence du mécanisme de diffusion seul ne peut pas expliquer la dégradation rapide des joints de brasure, puisque leurs taux de diffusion ne montrent pas une grande différence à une température de 100 °C [56]. En revenant à l'équation (2.6) et en remplaçant  $\Delta\sigma$  par  $Y\Delta\varepsilon$  avec  $Y$  étant le module de Young et  $\Delta\varepsilon$  est la limite élastique, on obtient l'équation [56] :

$$(jL)_c = \Omega \frac{Y\Delta\varepsilon}{Z^*e\rho}, \quad (2.7)$$

Le module de Young de l'alliage SnPb est plus faible d'un facteur d'environ 2,5 en comparaison à celui du Cu [57, 58]. En plus, en prenant l'estimation du facteur  $Z^*=33$  de SnPb eutectique [59] comme référence, on constate que ce dernier est largement plus élevé que celui du Cu autour de 4.8 et 6.4 [60, 61]. En gardant une longueur fixe  $L$ , on peut facilement conclure que la densité de courant requise pour déclencher l'électromigration dans un alliage SnPb est plus faible que celle pour le Cu [56]. Tenant en compte de la faible différence entre les modules de Young des alliages SnPb ( $\sim 40$  GPa) [57] et SnAg ( $\sim 40$  GPa, pour une teneur en Ag au-dessus de 3 wt%) [62] et de l'énergie d'activation de l'électromigration comparable pour ces deux alliages (1.06 eV pour SnPb et 0.87 eV pour SnAg) [63], on peut justifier l'importance de développer des méthodes de mitigation de l'électromigration pour les deux types d'alliages, notamment avec la migration de l'industrie vers les alliages sans Pb.

Plusieurs autres paramètres rendent l'étude de l'électromigration dans un joint de brasure plus compliquée en comparaison avec les autres structures d'interconnexions. Ces paramètres incluent la métallurgie complexe qui comprend, en plus de l'alliage de brasage, une métallisation des microbilles souvent à base de Cu et de Ni qui diffusent dans Sn par mécanisme interstitiel [64, 65]. Cela contribue à la croissance d'intermétalliques d'un côté et à la déplétion de matière de l'autre [66]. Cette dernière devient de plus en plus évidente avec l'augmentation de la densité des interconnexions sous forme de joints de brasure à faible géométrie. Cette géométrie du joint de brasure induit une augmentation de l'encombrement du flux de courant et ainsi accélère le mécanisme de défaillance par électromigration [56]. Plusieurs études ont démontré l'effet du flux du courant sur la formation des intermétalliques en interfaces notamment pour celles du Cu-Sn [56, 66–68]. En effet, l'électromigration du Cu lors de l'application d'une densité de courant importante



( $> 1 \text{ kA/cm}^2$ ), stimule la croissance des intermétalliques au niveau de l'anode, tout en provoquant l'accumulation de cavités du côté de la cathode causant une défaillance du joint de brasure [68, 69]. La figure 2.10 illustre l'effet du courant sur la croissance des intermétalliques Cu-Sn et l'accumulation des cavités au niveau de l'anode et la cathode respectivement.

L'encombrement du courant apparaît dans les interfaces et les coins des interconnexions telles qu'un joint de brasure. La valeur maximale de la densité de courant dans cette structure apparaît dans les coins d'entrée et de sortie du courant ce qui accélère les effets de l'électromigration dans ces endroits [70]. Les cavités apparaissent au niveau de ces coins et continuent à se propager tout au long de l'interface du joint et l'*UBM*, ce qui cause une augmentation de la résistance jusqu'à la défaillance complète [71].

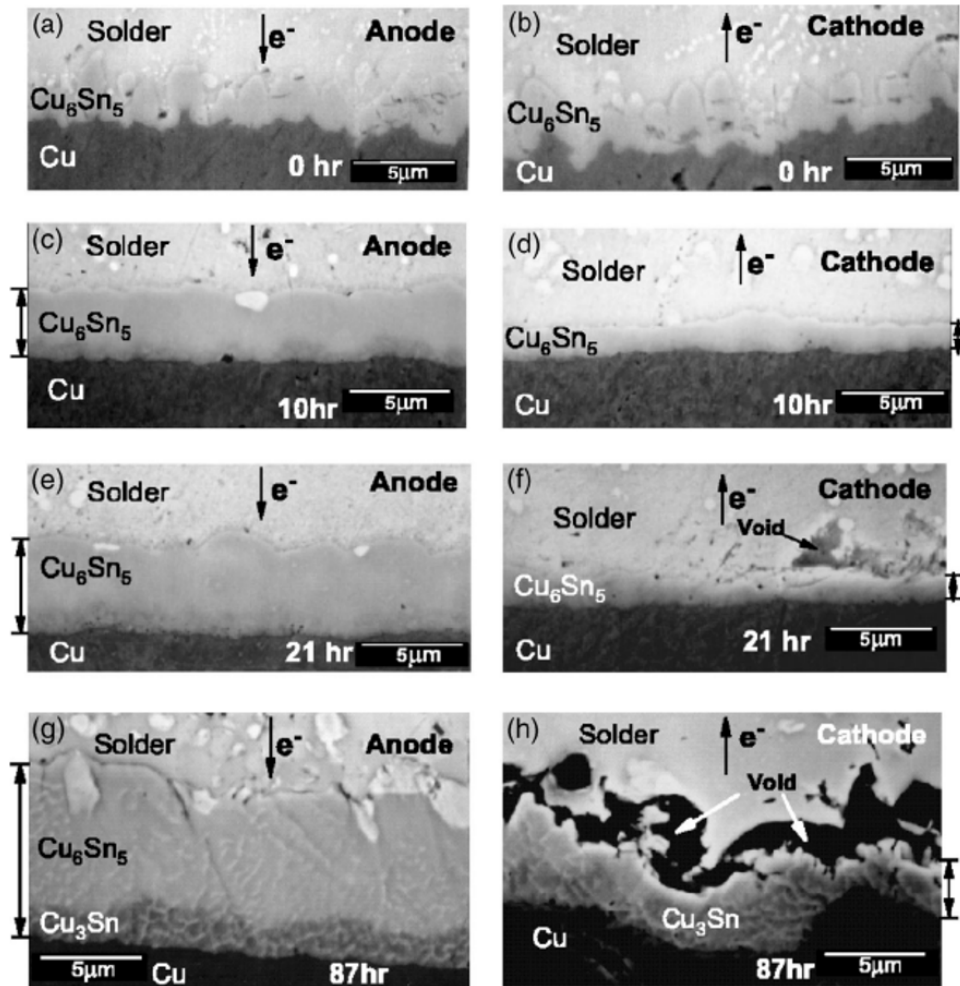


Figure 2.10 Observation MEB de la variation de l'épaisseur des intermétalliques au niveau de l'anode et la cathode sous une densité de courant de  $3,2 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$  et  $180^\circ\text{C}$  de température [66].

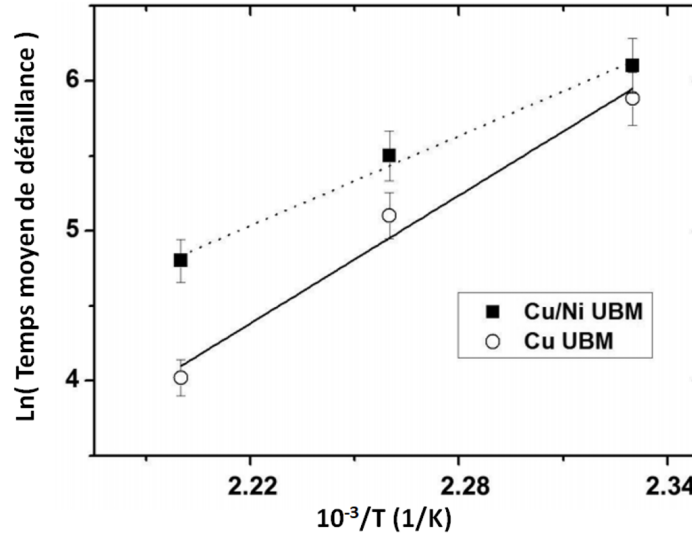


Figure 2.11 Temps de défaillance moyen d'un joint de brasure avec des structures *UBM* en Cu et Cu-Ni [27].

Un revêtement en Ni sur la couche du Cu de l'*UBM* a été prouvé comme une bonne méthode pour retarder la défaillance par électromigration [27]. La figure 2.11 illustre l'amélioration en matière de la durée vie d'un joint de brasure avec du Cu-Ni comme structure d'*UBM* en comparaison avec celle en Cu.

L'ajustement des matériaux et structures de la microbille a été proposé comme un moyen de mitigation de l'électromigration. Ceci a été reflété par l'adoption des alliages SnAg de teneur en Ag élevée qui offrent une meilleure résistance à l'électromigration en comparaison avec les alliages de faible teneur en Ag [72]. Cependant, l'utilisation du pilier en Cu a remarquablement amélioré l'électromigration en tirant bénéfice de sa conductivité élevée pour réduire les effets de l'encombrement [73]. Malgré cette amélioration, la portion de brasure utilisée pour l'assemblage est une source de défaillance [74]. Une diffusion permettant la formation d'un joint complet en intermétallique a été reportée comme un moyen d'amélioration de la résistance en électromigration. Cette structure, appelé «*Solid Liquid Inter-Diffusion (SLID)*», est obtenue à travers une accélération de la diffusion du Cu dans Sn en fusion, et ainsi une transformation complète du joint de brasure en intermétalliques. Cette structure a démontré une meilleure stabilité envers l'électromigration malgré l'augmentation de la densité des interconnexions [75]. Une observation pouvant être tirée de ces mécanismes est que l'amélioration de la résistance à l'électromigration est accompagnée d'une augmentation de rigidité des structures proposée [76, 77]. Ce qui peut amener des soucis en matière de stabilité thermomécanique de l'assemblage sous des contraintes élevées.

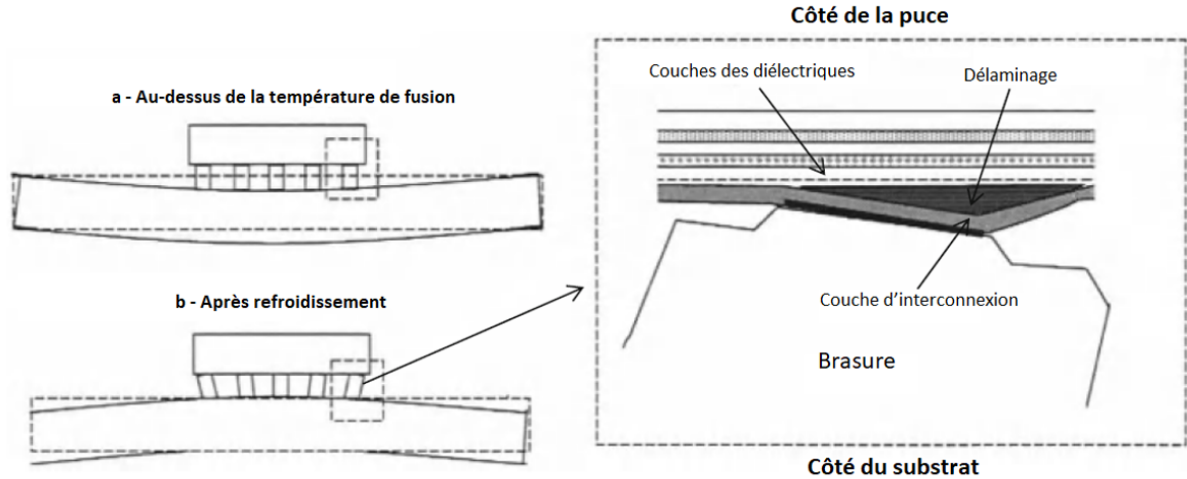


Figure 2.12 Défaillance au niveau des couches du *BEOL*, déformation de l'assemblage (a) au-dessus du point de fusion, (b) lors du refroidissement [17].

### 2.3.3 Contraintes thermomécaniques lors de l'assemblage

La différence en coefficient de dilatation thermique (*CTE*) entre la puce ( $3\text{--}3.5 \text{ ppm}/^{\circ}\text{C}$ ) et le substrat ( $\sim 17 \text{ ppm}/^{\circ}\text{C}$ ) devient de plus en plus problématique avec l'accroissement continu de la taille des puces pour les applications de calculs à haute performance. Les contraintes thermomécaniques au niveau des joints de brasure commencent à apparaître lors de leur solidification après l'étape du recuit de fusion. Une fois complètement solidifiés, les joints maintiennent physiquement la puce au substrat. Avec le refroidissement, ce dernier se contracte plus rapidement que la puce, causant une déformation sous l'effet des contraintes en cisaillement. Dépendamment de cette déformation, une contrainte de traction au niveau de l'interface entre le joint de brasure et la puce engendre un délaminage des couches de passivation fragiles au niveau du *BEOL* [17]. La figure 2.12 schématise le mécanisme d'apparition de cette défaillance, souvent désignée par le nom «*white bumps*» puisque ces délaminages apparaissent sous forme de cercles blancs avec la microscopie acoustique à balayage (*SAM*) [17].

La figure 2.13-a et 2.13-b illustrent des images en microscopie acoustique à balayage qui révèlent les délaminages sous les microbilles [17, 78]. La figure 2.14 montre une vue latérale d'un exemple de délaminage résultant des contraintes de la microbille sur les couches du *BEOL*. Ce type de défaillances, résultant de l'interaction puce-boîtier, devient critique dans le cadre de l'augmentation de la densité des interconnexions. L'augmentation du nombre des couches de métallisation requiert l'utilisation des matériaux d'isolation, de nature fragile, à faible constante diélectrique. Ces couches tendent à présenter des fissurations et ainsi une défaillance des interconnexions du *BEOL*. Un facteur qui déclenche

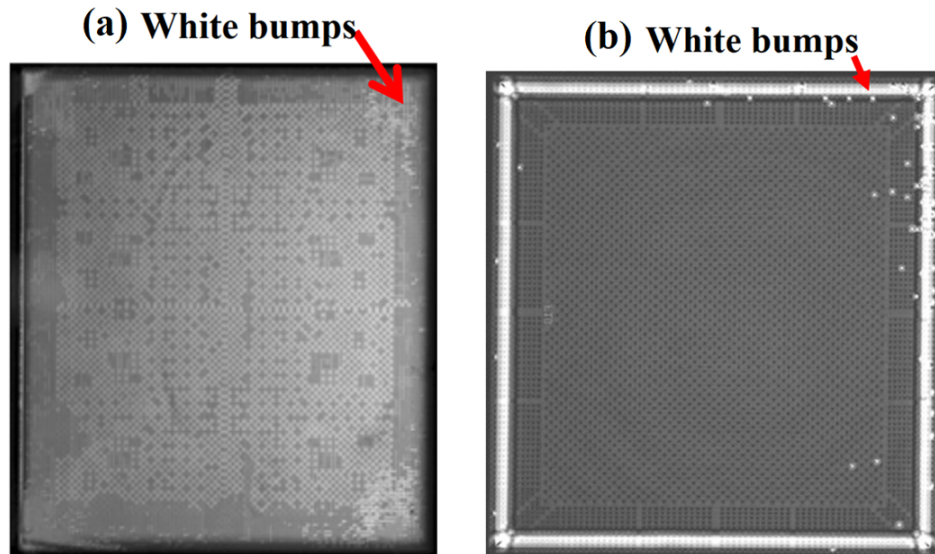


Figure 2.13 Observations *SAM* des "white bumps", (a) [78] et (b) [17].

cette défaillance est la rigidité des joints de brasure qui se composent soit d'un pilier en Cu ou bien un alliage à base de Sn de teneur élevée en Ag [79]. Ces joints de brasure rigides, dont le but est l'amélioration de l'électromigration et l'augmentation de la densité des interconnexions, ont tendance à présenter un mode de rupture fragile au niveau des interfaces intermétalliques [80, 81], ce qui réduit leur capacité d'absorber les contraintes thermomécaniques élevées, contrairement aux joints de brasure à base de Sn de teneurs faibles en Ag et Cu (SAC105) qui présentent un mode de rupture ductile avec une capacité de dissiper une déformation plastique [82, 83].

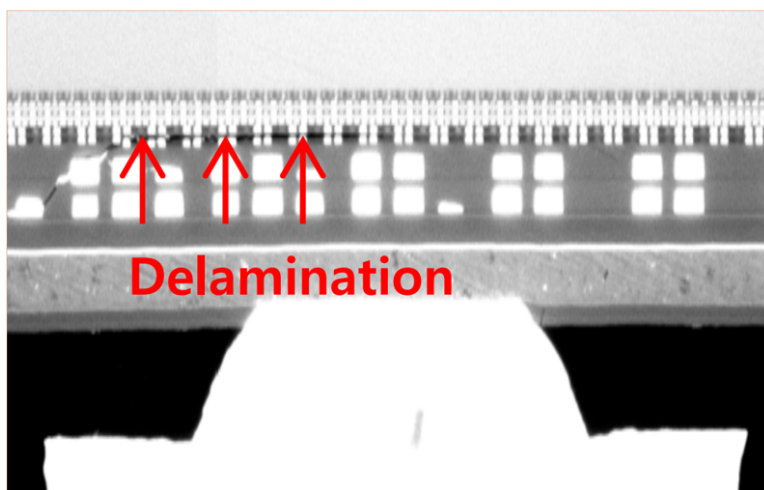


Figure 2.14 Vue en coupe d'une fissuration et délaminage au niveau des couches du *BEOL* [79].

La réduction de la différence du coefficient de dilatation thermique  $CTE$  entre le substrat organique et la puce ainsi que l'utilisation d'une résine de sous-remplissage dont la température de transition vitreuse  $T_g$  est élevée ont montré une amélioration de l'intégrité structurale de l'assemblage [79]. Une réduction de l'épaisseur de la puce peut aussi entraîner une diminution des contraintes résiduelles causées par la différence en  $CTE$  entre la puce et le substrat [79]. En outre, le délaminage au niveau des couches du *BEOL* a tendance à commencer et à se propager dans certaines zones qui n'incluent pas des vias. Une conception, qui prend en considération l'utilisation des vias borgnes non fonctionnels à haute densité, est souvent utilisée comme un mécanisme de freinage de propagation du délaminage et de renforcement des couches du *BEOL* [20, 79].

Malgré les efforts investis, ce type de défaillances reste l'un des défauts d'assemblage qui se manifestent le plus lors de l'assemblage des puces larges. La réduction des contraintes thermomécaniques à travers des joints de brasure à faible teneur en Ag peut offrir une meilleure intégrité d'assemblage. Cet alliage de brasure peut cependant relever des soucis en matière d'électromigration. Cette dichotomie devient de plus en plus évidente avec la tendance d'augmentation des densités des interconnexions, qui d'un côté introduit des matériaux rigides dans la structure du joint de brasure sur des couches multiples et fragiles du *BEOL* et de l'autre côté viennent avec des géométries faibles qui risquent une détérioration accélérée par électromigration. Ce dilemme est l'un des axes principaux qu'on cible résoudre à travers une approche unique de contrôle de la métallurgie qui est discutée en détail dans la section 2.5.2.

## 2.4 Considérations métallurgiques pour les alliages SnAgCu

Des efforts considérables ont été investis pour assurer une transition technologique vers l'utilisation d'alliages sans Pb pour les applications d'assemblage des circuits intégrés. Cette transition a été imposée par les directives environnementales qui limitent l'utilisation des substances dangereuses dans les produits électroniques [84]. En tête des candidats pour remplacer l'alliage SnPb viennent les alliages à base de Sn, dont SnAg [85] et l'alliage ternaire SnAgCu [86]. Le choix de ces deux alliages est le fruit de plusieurs années d'étude, d'investigation et de compréhension des comportements mécaniques et métallurgiques de cette branche d'alliages [85, 86]. Cette section discute les différents éléments critiques qui influencent la métallurgie de ce type d'alliage pour les applications de microbilles de brasure ainsi que leurs répercussions sur la robustesse et la fiabilité.

Plusieurs éléments et paramètres connexes définissent la métallurgie des microbilles. Afin d'aboutir à une structure métallurgique désirée du joint de brasure, il faut bien étudier et

concevoir chaque étape de fabrication proprement en analysant l'impact de ces différents paramètres sur la métallurgie résultante du joint de brasure. Cette section présente les paramètres clés à prendre en considération, tels que la teneur en Ag et en Cu dans un alliage de brasure, la surfusion de l'alliage et le taux de refroidissement. Chaque sous-section souligne l'importance et l'impact de chacun de ces paramètres sur la métallurgie.

### 2.4.1 Contrôle de la teneur en Ag et en Cu dans les alliages SnAgCu

Les alliages SnAgCu sont les plus utilisés pour la fabrication de microbilles de brasure qui se caractérisent par l'un des meilleurs mouillages parmi les alliages de Sn sans Pb [87]. La méthode d'élaboration de cet alliage pour cette application se base sur le dépôt d'un alliage SnAg avec considération du pourcentage désirée d'Ag. Le Cu est implémenté par diffusion de la couche *UBM* [88]. Les teneurs en Ag dans un alliage SnAgCu définissent les caractéristiques mécaniques et métallurgiques de l'alliage, ce qui justifie le besoin de cibler une composition d'alliage selon l'application et le besoin [88].

D'une part, il a été reporté qu'une teneur en Ag élevée (au-delà de 3 *wt%*) peut être bénéfique pour la résistance de l'alliage à la corrosion et à l'électromigration [89]. D'autre part, une teneur faible ( $\sim 1$  *wt%*) en Ag convient bien aux applications nécessitant des microbilles à haute densité à faible coût et à haute ductilité offrant aux microbilles une résistance accrue aux fissurations [90–92]. D'un autre angle, l'augmentation de la teneur en Ag au-delà de 3 *wt%* peut amener des effets indésirables comme la formation de l'intermétallique  $Ag_3Sn$  sous forme de larges plaques, ce qui peut altérer le comportement mécanique de la microbille à cause de la fragilité élevée du  $Ag_3Sn$ . De plus, cela peut induire des fissurations au niveau de l'interface des larges plaques de  $Ag_3Sn$  et de Sn [93].

L'utilisation du Cu comme couche finale de l'*UBM* est adoptée largement pour les procédés de fabrication des microbilles de brasure. La présence d'un réservoir limité de Cu en contact avec la brasure en SnAg permet en effet d'assurer la composition de SnAgCu désiré [94]. De plus, la formation d'un intermétallique au niveau de l'interface Cu-Sn assure une bonne attache de la microbille sur l'*UBM*. Cela a été démontré par une étude à l'aide d'un test de cisaillement [95], dont le résultat révèle que la défaillance en cisaillement apparaît au niveau du joint de brasure et non pas à cause de l'attache de la microbille sur l'*UBM*. Cependant, l'utilisation du Cu peut dans certaines conditions avoir des répercussions négatives sur la métallurgie. Comme discuté auparavant, la présence de larges plaques  $Ag_3Sn$  est l'une des préoccupations principales de l'utilisation des alliages SnAgCu. Il a été rapporté dans plusieurs études que, dans le cas du refroidissement lent, la croissance initiale de cet intermétallique est nucléée à l'interface entre le SnAgCu et l'intermétallique

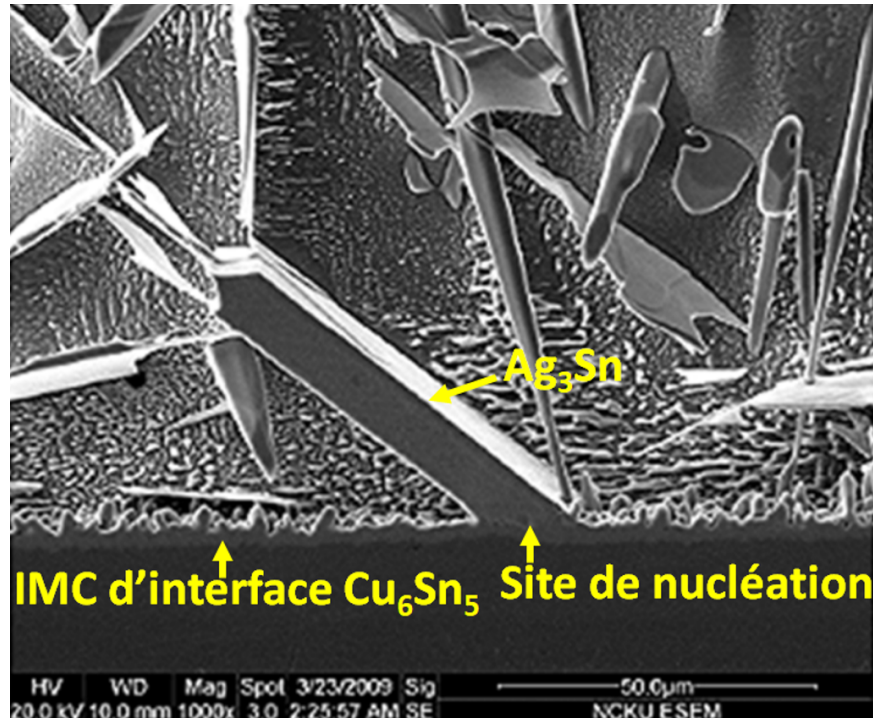


Figure 2.15  $Ag_3Sn$  nucléé à partir de la couche intermétallique d'interface  $Cu_6Sn_5$  [96].

$Cu_6Sn_5$  présent sur l'*UBM* [38–40]. Ceci peut être expliqué par l'enrichissement de cette zone en Ag causé par la consommation du Sn en intermétallique avec le Cu pour former  $Cu_6Sn_5$ . La figure 2.15 montre la nucléation des intermétalliques  $Ag_3Sn$  à partir de la couche intermétallique de  $Cu_6Sn_5$  présente sur l'*UBM* [96].

#### 2.4.2 Considération de la surfusion (en anglais « *Undercooling* »)

La surfusion (*undercooling*) est un état métastable de matière lorsque cette dernière reste en phase liquide en dessous sa température de fusion. Cet état est défini par une différence de température  $\Delta T_U = T_F - T_S$ , où  $T_F$  est la température de fusion du matériau de brasage lors du chauffage et  $T_S$  est la température de solidification de celui-ci lors du refroidissement [97]. La marge courte de la surfusion d'intermétallique  $Ag_3Sn$  en comparaison avec celle de Sn en phase  $\beta$ , qui peut s'étaler entre 15 °C et 30 °C, donne lieu à une phase de formation de l'intermétallique  $Ag_3Sn$ . Une solidification partielle de Sn pure amène une élévation de la teneur en Ag sur ce qui reste d'alliage en fusion. Ce phénomène active la croissance des plaques d'intermétalliques  $Ag_3Sn$  qui continuent à s'élargir durant cette phase. La croissance de ces intermétalliques s'interrompt lors de la solidification complète des joints [93]. C'est une préoccupation principale qui apparait lors de l'utilisation des alliages SnAgCu puisque ces intermétalliques peuvent changer les caractéristiques métallurgiques de l'alliage et aussi introduire plusieurs défaillances tels que les ponts de



Tableau 2.3 Valeurs de la surfusion pour trois alliages SnAgCu sous formes de boules *BGA* et joints de brasure [98].

Composition	$Sn_{4.5}Ag_{0.5}Cu$	$Sn_4Ag_{0.5}Cu$	$Sn_{2.5}Ag_{0.5}Cu$
Surfusion $\Delta T_U$ – Billes avant assemblage (K)	30-41	34-49	30-38
Surfusion $\Delta T_U$ – Billes après assemblage (K)	24-29	22-29	24-29

brasure (*bridging*). Le tableau 2.3 montre les valeurs de la surfusion pour différents alliages SnAgCu sous forme de matrices de billes (en anglais *Ball Grid Array BGA*) avant et après mouillage sur un plot en Cu.

La figure 2.16 montre la formation des intermétalliques pour les différents alliages mentionnés dans le tableau 2.3. Elle illustre l'effet de la surfusion sur la longueur des intermétalliques  $Ag_3Sn$ . En présence d'une teneur en Ag élevée, plus la marge de la surfusion est importante, plus la longueur des  $Ag_3Sn$  augmente. Ceci impose un choix optimal d'un alliage dont l'intervalle de phase en surfusion est le plus petit possible [98].

L'étude du taux de refroidissement pour un alliage avec une teneur en Ag de 3.8 wt% a montré que son effet est négligeable sur l'intervalle thermique de la surfusion [99]. Cependant, il est possible d'agir sur cet intervalle pour un certain alliage avec le choix du matériau de la couche finale de l'*UBM*. Pour les faibles teneurs en Ag (1 wt%) la surfusion

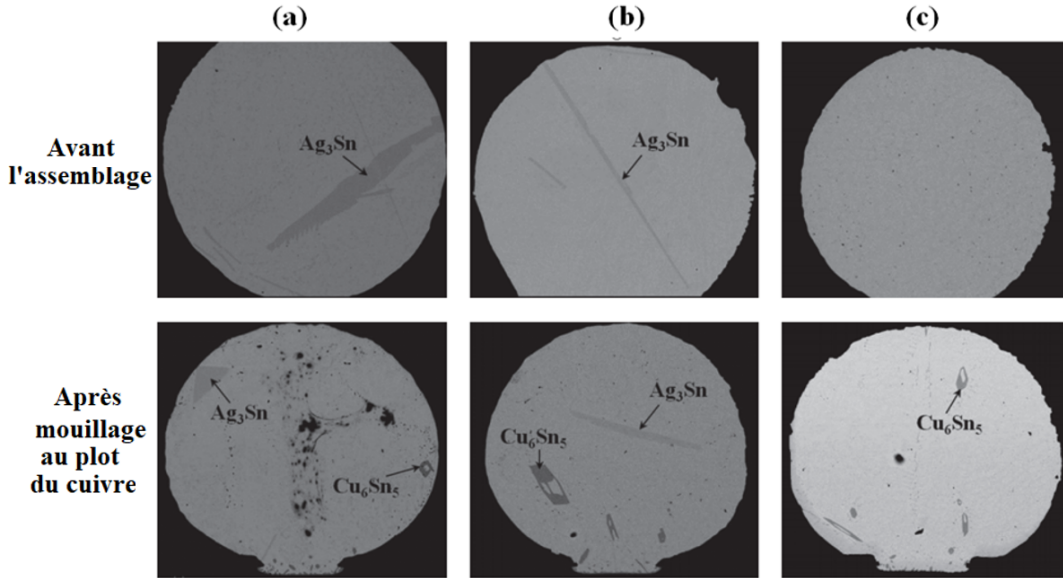


Figure 2.16 Vue en coupe par microscopie électronique des boules *BGA* de 760  $\mu m$  de diamètre, (Série en haut) avant assemblage et (série en bas) après mouillage au Cu. Illustration des formations intermétalliques pour les alliages (a)  $Sn_{4.5}Ag_{0.5}Cu$ ; (b)  $Sn_4Ag_{0.5}Cu$ ; (c)  $Sn_{2.5}Ag_{0.5}Cu$  [98].



diminue indépendamment de la fusion sur du Cu ou Ni, contrairement à son augmentation pour des teneurs au-delà de 3 *wt%* [99]. D'autre part, la surfusion lors de la fusion d'un alliage sur Ni est inférieure à celui sur le Cu [99], ce qui peut expliquer la tendance de la formation des larges plaques  $Ag_3Sn$  sur un *UBM* de Cu. En plus du choix de l'alliage, le choix de la dernière couche de l'*UBM* peut aussi intervenir sur l'intervalle de surfusion et ainsi la limitation de la formation des intermétalliques larges  $Ag_3Sn$ .

### 2.4.3 Contrôle du taux de refroidissement durant la surfusion

Le taux de refroidissement est un paramètre principal à considérer lors de l'étude de la formation de larges plaques d'intermétalliques  $Ag_3Sn$  pour une teneur en Ag supérieure à 3 *wt%*. Ce type d'intermétalliques indésirable apparaît lors de la transition de la phase liquide vers la phase solide des alliages SnAgCu pré-eutectiques avec un refroidissement lent en dessous de 1.2  $^{\circ}C/s$ . Un refroidissement rapide, dont le taux dépasse 1.5  $^{\circ}C/s$ , réduit la formation des plaques larges des intermétalliques  $Ag_3Sn$  [93]. Le taux de refroidissement durant la surfusion a une grande influence sur la taille et la morphologie des intermétalliques  $Ag_3Sn$  formés [96, 100]. Ceci s'explique par la durée que prend l'alliage pour passer à travers la surfusion, un refroidissement rapide limite cette durée ce qui res-

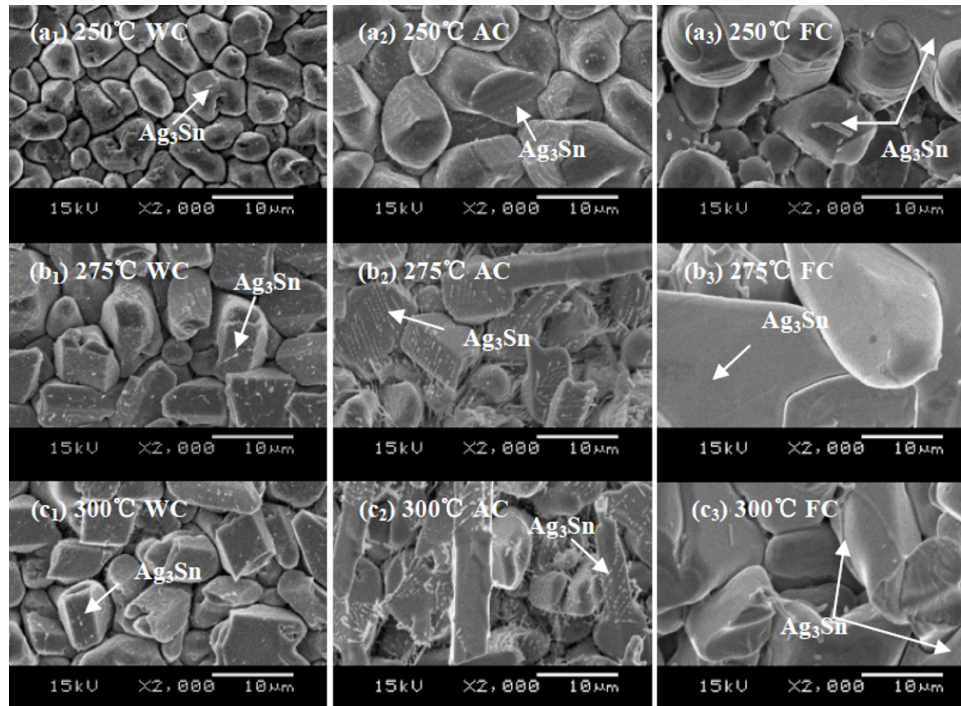


Figure 2.17 Vue de dessus des intermétalliques  $Ag_3Sn$  formés pour un alliage SnAgCu à une teneur en Ag de 3,4 *wt%* lors des recuits de fusion à différents pics de température et différents taux de refroidissements, *WC* : refroidissement à l'eau, *AC* : refroidissement à l'air, *FC* refroidissement dans la fournaise [101].

treint la formation des intermétalliques  $Ag_3Sn$ . Ceci est illustré sur la figure 2.17 par l'effet du refroidissement sur la formation de ces intermétalliques pour différents pics de températures. De plus, la déformation des microbilles avant assemblage est particulièrement due à la formation des plaques larges des intermétalliques  $Ag_3Sn$  et non pas à cause des recuits de fusion multiples [101].

En résumé de cette section, le refroidissement rapide réduit la taille des intermétalliques  $Ag_3Sn$ , la réduction de ces plaques larges présente plusieurs avantages, tels que l'uniformité de distribution d'Ag à travers la microbille et la mitigation de la rigidité de ce type d'intermétallique et des répercussions qu'ils peuvent avoir sur la fiabilité. Cependant, l'utilisation d'un refroidissement ultrarapide n'est pas trop utilisée pour un assemblage de puces renversées à cause de la difficulté du contrôle d'un refroidissement avec une convection forcée. En plus, ce choc thermique peut avoir des répercussions négatives sur la fiabilité l'assemblage [102].

#### 2.4.4 Choix des matériaux de métallisation

Les matériaux utilisés pour la couche de métallisation *UBM* influencent la métallurgie des microbilles à plusieurs niveaux. Nous avons déjà abordé partiellement cet aspect lors de la discussion sur la surfusion et sur la nucléation des intermétalliques  $Ag_3Sn$  à partir du Cu de l'*UBM*. Choisir le Cu ou le Ni comme matériau de la couche finale de l'*UBM* est un facteur essentiel qui définit le type d'intermétallique formé, non seulement à l'interface Sn-*UBM*, mais aussi peut être une source de nucléation des intermétalliques  $Ag_3Sn$ , comme discuté dans la section 2.4.1. L'interface intermétallique formée entre l'alliage de brasure à base de Sn et le Cu après le recuit de fusion est en général  $Cu_6Sn_5$  sous forme de coquilles « scallop-like », alors que celui entre l'alliage de brasure SnAg et le Ni est  $(Ni)_6Sn_5$  ou  $(CuNi)_6Sn_5$  (en cas de présence du Cu dans la brasure) sous forme d'aiguilles [103]. L'épaisseur de ces derniers est plus faible que celle du  $Cu_6Sn_5$  de même que leurs taux de croissance avec des recuits de fusion multiples [103]. Le choix de la dernière couche d'*UBM* peut alors avoir une influence sur l'attache de la microbille et peut aussi constituer une faiblesse de fiabilité [27].

## 2.5 État de l'art des microbilles fabriquées avec l'approche séquentielle

Il existe peu d'équipes de recherche qui ont abordé l'approche d'électrodéposition séquentielle pour la réalisation de microbilles de brasure à base de l'alliage SnAg. L'électrodéposition en couches a été introduite dans un papier de H.Ezawa *et al.* en 2001. Cette étude propose un meilleur contrôle de la composition de brasure à travers la variation des épais-

seurs des couches d'Ag et Sn. [104]. Néanmoins, leur étude a été centrée sur la performance de la barrière de diffusion entre le matériau de brasure et la métallisation en Cu. M. Bigas *et al.* ont utilisé l'approche de dépôt en multicouches en couplant la pulvérisation pour déposer la couche d'Ag alors que Sn a été électrodéposé. Leur étude a souligné l'importance d'un recuit de fusion long pour uniformiser la diffusion d'Ag dans Sn [105, 106]. Une reprise par Q. Zhao *et al.* dans leurs papiers en 2013 [107, 108] a mis en évidence l'effet de l'électrodéposition séquentielle sur la performance des microbilles. La figure 2.18

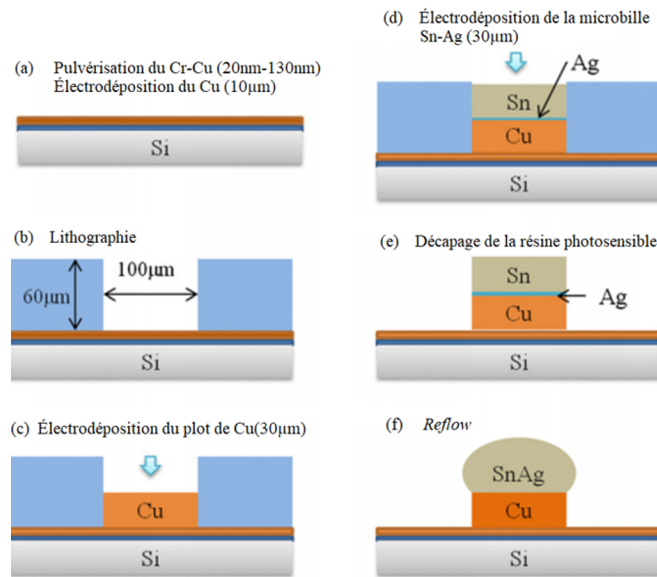


Figure 2.18 Procédé de fabrication des microbilles par électrodéposition séquentielle [108].

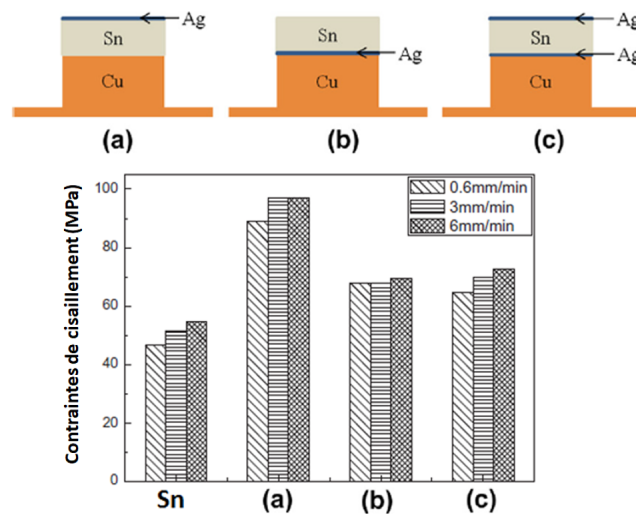


Figure 2.19 Résultats de test de contrainte de cisaillement pour différentes configurations [108].

illustre un procédé de fabrication des microbilles avec une électrodéposition séquentielle d'un alliage SnAgCu avec une teneur en Ag de 3,5 *wt%* [108].

Il a été démontré par les travaux à la référence [108] que l'utilisation de l'électrodéposition séquentielle permet une certaine influence sur la morphologie des formations intermétalliques selon la configuration des matériaux déposés. Ceci se reflète sur la robustesse contre les contraintes de cisaillement. La figure 2.19 montre des résultats complémentaires qui ont validé l'amélioration de l'attache de la microbille de brasure à travers un test de contraintes de cisaillement.

## 2.6 Conclusion

Ce chapitre a introduit la technologie du brasage de puces renversées avec une mise au point détaillée sur l'élaboration des microbilles et ses différentes étapes de fabrication. Les défis qui encadrent le contexte des joints de brasures et leurs miniaturisations ont été couverts afin de souligner les axes de contribution qui nécessitent l'amélioration à travers le développement d'un nouveau procédé de fabrication des microbilles de brasure. Les axes d'amélioration ciblés sont la mitigation des contraintes mécaniques qu'engendrent les joints de brasure sur les couches du *BEOL* lors de l'assemblage en gardant la meilleure résistance à l'électromigration. Avant d'entamer la conception et l'élaboration d'une solution qui répond à ces critères, une étude bibliographique approfondie sur la métallurgie des alliages SnAgCu a été nécessaire afin de définir les paramètres clés à tenir en considération pour aboutir à une métallurgie adaptée.

Les défis majeurs de l'utilisation des alliages SnAg dans des microbilles de brasure peuvent être résumés dans deux axes majeurs. Premièrement, leurs propriétés mécaniques qui doivent être adaptées pour accommoder un assemblage des puces renversées. Ces propriétés peuvent être largement altérées avec la création des plaques large d'intermétalliques  $Ag_3Sn$  qui consomme l'Ag et ainsi modifie le comportement mécanique. En plus ces intermétalliques ont un module de Young élevé en comparaison avec l'alliage SnAg ce qui se manifeste sous forme de déclenchement de défaillances à ce niveau. Secundo, les alliages SnAg à haute teneur en Ag présentent une meilleure résistance à l'électromigration, mais, inopportunément, ils ont tendance à avoir une formation des intermétalliques  $Ag_3Sn$  larges et aussi ils n'accommodent pas les contraintes d'assemblages des puces larges d'où vient le dilemme fameux Électromigration *Vs.* Contraintes mécaniques.

Enfin après avoir développé une compréhension des mécanismes métallurgiques des alliages SnAg, un aperçu de l'état de l'art du procédé d'électrodéposition séquentielle a été présenté comme une approche alternative de fabrication de joints de brasure. L'utilisation de

---

cette approche peut, potentiellement, offrir une réduction du coût de fabrication à grande échelle en comparaison avec l'électrodéposition d'alliage. Cependant, les bénéfices de cette approche séquentielle ne peuvent être valorisés qu'après une bonne compréhension métallurgique et validation du procédé de fabrication. En plus, un contrôle métallurgique avec cette approche revendique une amélioration potentielle des propriétés mécaniques des microbilles visant une résolution du dilemme Électromigration *Vs.* Contraintes mécaniques et ainsi l'amélioration en matière de la fiabilité des assemblages des puces renversées.

---



## CHAPITRE 3

# ÉTUDE DU PROCÉDÉ D'ÉLECTRODÉPOSITION SÉQUENTIELLE POUR FABRICATION DES MICROBILLES DE BRASURE

### 3.1 Avant-propos de l'article 1

**Auteurs et affiliations :** Abderrahim El Amrani, Étienne Paradis, David Danovitch, et Dominique Drouin : Laboratoire Nanotechnologies et Nanosystèmes (LN2), CNRS UMI-3463, et l'Institut Interdisciplinaire d'Innovation Technologique (3IT), Université de Sherbrooke, Sherbrooke, QC J1K 0A5, Canada.

**Date de publication :** 4 Mars 2020.

**Journal :** *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*.

**Reference :** [109]

**Titre français :** Étude du procédé d'électrodéposition séquentielle pour la fabrication des microbilles de brasure et son comportement métallurgique.

**Contribution du document :**

Cet article contribue à la thèse en démontrant l'électrodéposition séquentielle comme une approche flexible et à faible coût par rapport à l'approche conventionnelle par électrodéposition des alliages pour la fabrication des microbilles, toujours en donnant des résultats métallurgiques équivalents à cette dernière. Ce document est le fruit d'un développement de plusieurs procédés qui constitue la base des travaux ultérieurs dans le cadre de cette thèse.

**Résumé en français :**

Une étude a été réalisée pour valider, d'un point de vue métallurgique, si l'approche d'électrodéposition séquentielle des microbilles de brasure SnAg et SnAgCu (SAC) à faible coût est adaptée comme alternative à l'électrodéposition conventionnelle d'alliage. Une large gamme d'alliages de différentes teneurs en Ag correspondant aux applications typiques des microbilles de brasure a été exploré par rapport à la diffusion d'Ag et à la formation des intermétalliques (*IMC*). Dans cette étude on a démontré qu'avec une électrodéposition séquentielle, la formation des plaques intermétalliques  $Ag_3Sn$  est similaire à celle des microbilles standards dans la littérature. Il a été observé qu'une concentration massique d'Ag de 1.7% peut être considérée comme un seuil au-delà duquel les plaques larges de  $Ag_3Sn$  commencent à apparaître et croissent avec l'augmentation de la teneur en Ag. Afin de mitiger cette formation d'intermétalliques, les variables pouvant la contrôler ont été explorées davantage. La substitution du Cu de la couche supérieure de l'*UBM* par du Ni et un refroidissement ultrarapide s'avèrent des techniques efficaces pour minimiser ces larges plaques intermétalliques. En comparant les résultats avec ce qui a été rapporté sur les alliages SnAg, il a été démontré que le procédé proposé par électrodéposition séquentielle aboutit à des microstructures et morphologies des intermétalliques similaires en raison de la diffusion et la distribution rapides d'Ag à travers le Sn en phase liquide. De même, les méthodes éprouvées pour mitiger les larges plaques d'intermétallique  $Ag_3Sn$  non désirées, à savoir l'utilisation d'une métallisation des microbilles (*UBM*) appropriée ou bien par utilisation d'un refroidissement ultrarapide, ont été démontrées aussi efficace pour l'électrodéposition séquentielle. En plus de la simplicité et la flexibilité du dépôt de plusieurs métaux purs, ces travaux proposent l'adoption du procédé d'électrodéposition séquentielle comme une solution rentable et robuste de fabrication des microbilles de brasure pour les assemblages des puces renversées à pas fins.



## 3.2 Article 1 : A Study of Low-Cost Sequential Electroplating Bumping Process and Its Metallurgical Behavior

### 3.2.1 Abstract

Studies were conducted in order to validate from a metallurgical point of view whether a lower cost sequential plating approach to SnAg and SnAgCu (SAC) solder bumping is a suitable alternative to the conventional alloy plating process. A range of Ag content corresponding to typical bump applications was explored with respect to Ag diffusion and intermetallic compound (IMC) formation. Variables that can affect such IMC formation were further explored as a function of under bump metallization (UBM) structure and cooling rate during bump solidification. By comparing results to those previously reported on SnAg-based alloys, it is demonstrated that the proposed sequential plating process produces very similar microstructures and  $Ag_3Sn$  IMC morphologies, owing to the rapid diffusion and distribution of Ag through the liquid Sn. Known means to mitigate the less desirable large  $Ag_3Sn$  platelets, that is by changing the top UBM layer from Cu to Ni or by employing an ultra-rapid cooling rate, are shown to be equally effective for sequential plating. These observations, in conjunction with the simplicity and flexibility of plating multiple single metals, propose adoption of the sequential plating process as a cost-effective and robust Pb-free bumping solution for fine pitch chip packaging.

**Keywords :**  $Ag_3Sn$  IMC mitigation, Pb-free bumping, SAC alloy, sequential Sn-Ag plating.

### 3.2.2 Introduction

Since the invention of the Controlled Collapse Chip Connect (C4) by IBM in the 1960s, flip-chip technology has seen significant adoption in the advanced packaging industry as a high density, low inductance alternative to wire bonding. As off-chip interconnect scaling has accelerated at an unprecedented pace, considerable research effort has been dedicated to process and structure improvements of the flip chip bump, for example the Cu pillar interconnect technology [110, 111]. At the same time, environmental considerations have challenged the electronic packaging community to replace longstanding Pb-based solder interconnect alloys with comparable Pb-free alternatives [112, 113]. Based on substantial metallurgical, industrial and reliability study over the past two decades, electroplated SnAg-based alloys have become the *de facto* choice in large scale manufacturing for wafer

---

bumping applications [111, 114]. Nevertheless, the geometries imposed by recent bump pitches, combined with the never-ceasing demand to reduce costs, has incited a critical analysis of the electroplating process, examining such parameters as deposition rate and surface roughness to balance yield and throughput [113]. Modification of these parameters must be accomplished in concert with the validation that bump structure integrity has not waned. The bump metallurgy and its evolution during the assembly process is the determining factor for resultant interconnect performance in system operation. SnAg bump characteristics are mainly influenced by its Ag content, which reduces the alloy ductility when increased [91], thus resulting in an unfavorable thermo-mechanical behavior [90, 115]. Inversely, the addition of Ag can eliminate the formation of voids in fine solder joints and suppress the formation of Kirkendall voids at the interface [89], which enhances the bump electromigration resistance. Nevertheless, when exceeding a Ag content of 3 *wt%*, large  $Ag_3Sn$  intermetallic compounds (IMCs) are known to form, producing an undesirable fragile behavior in the structure that could fail when subjected to the high stresses of chip-join interconnect solidification [90, 91]. As a result of this delicate balance, bump composition is highly application driven, with each selected composition imposing a customized plating bath and an associated set of alloy-specific continuous process monitoring to ensure the stability of deposited constituents.

Sequentially plated bumping is an approach based on plating the solder constituents in their pure form. In contrast to plating each SnAg alloy with a customized solution of predefined Ag content, this approach offers the ability to target any desired Ag content using the same electroplating baths, since the resultant Ag composition is essentially premised on the proportionate Ag and Sn deposition volumes. In addition to their acquisition costs, the pure electrolyte solutions are easier to control compared to their alloy counterparts [107], hence reducing considerably the maintenance cost. A further advantage afforded by sequential plating is the ability to plate multiple layers or sequences, which may provide additional flexibility in influencing the final metallurgy [107]. On the other hand, very little has been documented with regards to the resultant metallurgical reactions induced by sequential deposition. While preliminary work by the authors showed rapid Ag diffusion within the Sn of low Ag content ( 1.4 *wt%*) bumps [116], a thorough metallurgical treatment of sequentially plated Sn-Ag solder structures is lacking, in particular at high Ag content( 3 *wt%*).

This paper will therefore explore bump structures obtained by the sequential electroplating approach for various Ag-Sn compositions, under bump metallization (UBM) configurations and reflow parameters in order obtain a more complete understanding of its fine pitch solder bump metallurgy. The ultimate objective of this study is to validate whether a

---

sequentially plated SnAg alloy behaves in the same manner as one plated by an alloy plating solution from a metallurgical and microstructural standpoint. To do so, we first investigate Ag diffusion and IMC formations in sequentially plated Ag-Sn structures as a function of Ag content, comparing the results to those published for alloy structures. Experiments follow that validate whether the same mechanisms for  $Ag_3Sn$  nucleation and mitigation are in play for the sequential plating approach.

### 3.2.3 Experimental

#### Fabrication methods

##### *Setup :*

The bumping process setup was described in detail by the authors [116, 117]. For this study, bump structures of  $90\ \mu m$  diameter and  $80\ \mu m$  height at a  $150\ \mu m$  pitch were plated onto blank  $100\ mm$  wafers of  $550\ \mu m$  of thickness. The plating mask was achieved by lamination and photolithography of a  $100\ \mu m$  thick dry-film WBR2100 from Dupont. After physical deposition of the blanket seed layer portion, UBM metals and bump constituents were deposited sequentially using a lab-scale plating bench and commercial single element plating electrolytes. The slow-cooling, fast-cooling, and ultra-fast-cooling reflow processes were achieved, respectively, in an 8 zone  $N_2$  environment industrial furnace, an  $N_2$  environment lab-scale furnace and controlled temperature plates. Figure 3.1 shows the standard reflow profile used in most experiments.

##### *Process flow :*

The general flow for a sequentially plated bump process is illustrated in figure 3.2. Specific metal choices for the UBM or relative Sn and Ag thicknesses were modified in accordance with the specifically targeted bump structure and Ag content. Figure 3.3 shows a schematic of an example resultant bump structure before and after reflow.

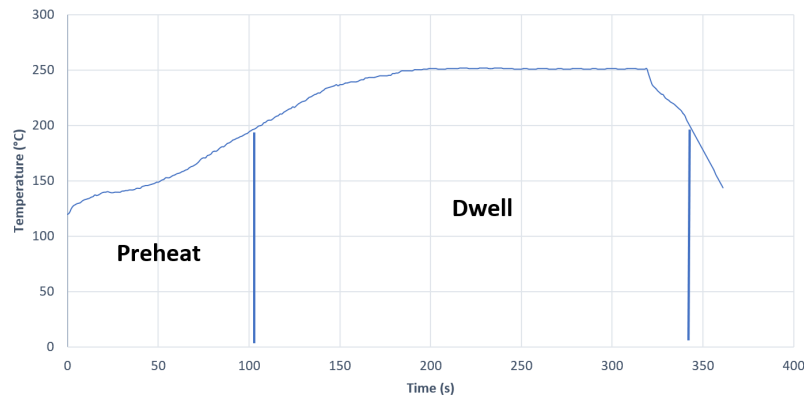


Figure 3.1 Reflow temperature profile.

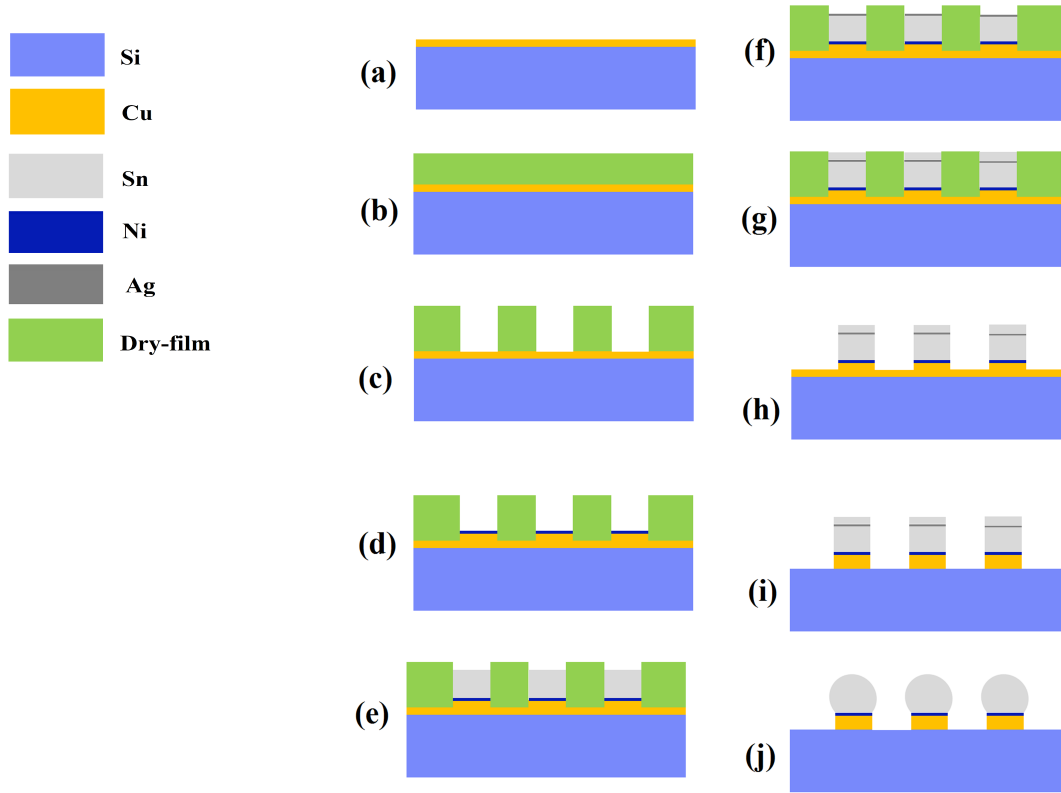


Figure 3.2 Sequential plating process flow, a) Seed-layer deposition, b) Dry-film photoresist lamination, c) Photolithography, d) UBM plating, e) Sn plating, f) Ag plating, g) Sn protective layer plating, h) Dry-film photoresist stripping, i) Seed-layer etching, j) Reflow process.

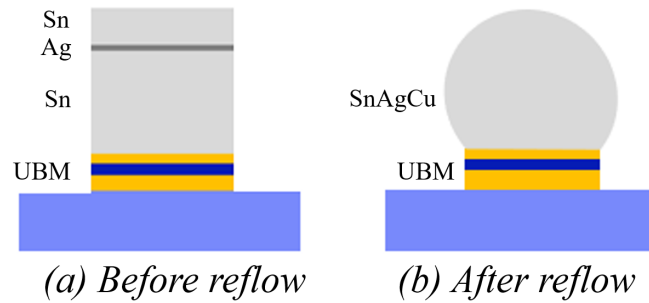


Figure 3.3 Sequential plating bump structure (a) before and (b) after reflow.

### Characterization methods

#### *Cross-section preparation :*

Prior to characterization, samples were molded in resin, polished using silicon carbide abrasive papers and finished using alumina-based slurry to remove any abrasive scratches and thus obtain a clean cross-sectional observation.

*SEM-EDS analysis :*

Bump microstructures were characterized by SEM observation of the cross-sectional samples. This was complimented by X-ray energy dispersive spectroscopy (EDS) analysis to both identify and map elemental constituents. This provided information on diffusion behavior and, by quantifying relative elemental concentrations, identification of specific IMC formations.

### 3.2.4 Results

#### Effects of Ag content on sequentially plated bump metallurgy

In this series of experiments, we adjusted the thickness of the plated Ag layer during the sequential plating process to obtain different Ag concentrations, namely 0.8 wt%, 1.7 wt%, 2.4 wt%, and 3 wt%. The fabricated bumps were reflowed using a profile comprising a peak temperature of 250 °C, a 240 s dwell and a slow cooling rate of 0.8 °C/s. A standard Cu-Ni-Cu UBM was used in order to ultimately form a SAC bump structure. By comparing the metallurgical effects of these sequentially plated compositions to previous work on alloy structures, equivalency or identification of any unique features obtained are sought.

The Cu-Sn interface SEM images and EDS mappings in figure 3.4 and figure 3.5 reveal a scallop-like morphology of  $Cu_6Sn_5$  IMC across the range of Ag content, which confirms the observations in previous sequential plating studies [107, 116]. Further, this is consistent with what has been observed for a reflowed SnAg alloy plated bump on a Cu-based UBM [118]. Lui *et al.* determined that  $Cu_6Sn_5$  morphology is not Ag content dependent, with the exception of the occurrence of nano-scale  $Ag_3Sn$  grain precipitation over the  $Cu_6Sn_5$  layer for high Ag concentrations [118]. Similarly, the  $Cu_6Sn_5$  IMC thickness remained constant at approximately 6  $\mu m$  regardless of Ag content, again consistent with alloy findings [101]. Indeed,  $Cu_6Sn_5$  thickness is not normally affected by the solder composition and, according to K. Tu, is predominantly dependent on the supplied Cu from the UBM, which has a square root time dependency [119]. On the other hand, the increase in Ag content has a direct impact on  $Ag_3Sn$  IMC formation. Initially, for a low Ag content of 0.8 wt% (Figure 3.4a), the Ag EDS mapping shows a uniform Ag distribution and no large  $Ag_3Sn$  IMC grains were observed. These results are consistent with those presented by the authors [116] for a Ag content of 1.4 wt% using a number of different sequential configurations. Moreover, a low content SAC105 alloy solder exhibited a similar uniform small  $Ag_3Sn$  distribution [120], which was shown to improve considerably the mechanical strength of the solder [96]. When increasing the Ag content to 1.7 wt% (Figure 3.4b), its diffusion into Sn is still uniform with a predominance of small  $Ag_3Sn$  grains, although the onset of a larger grain

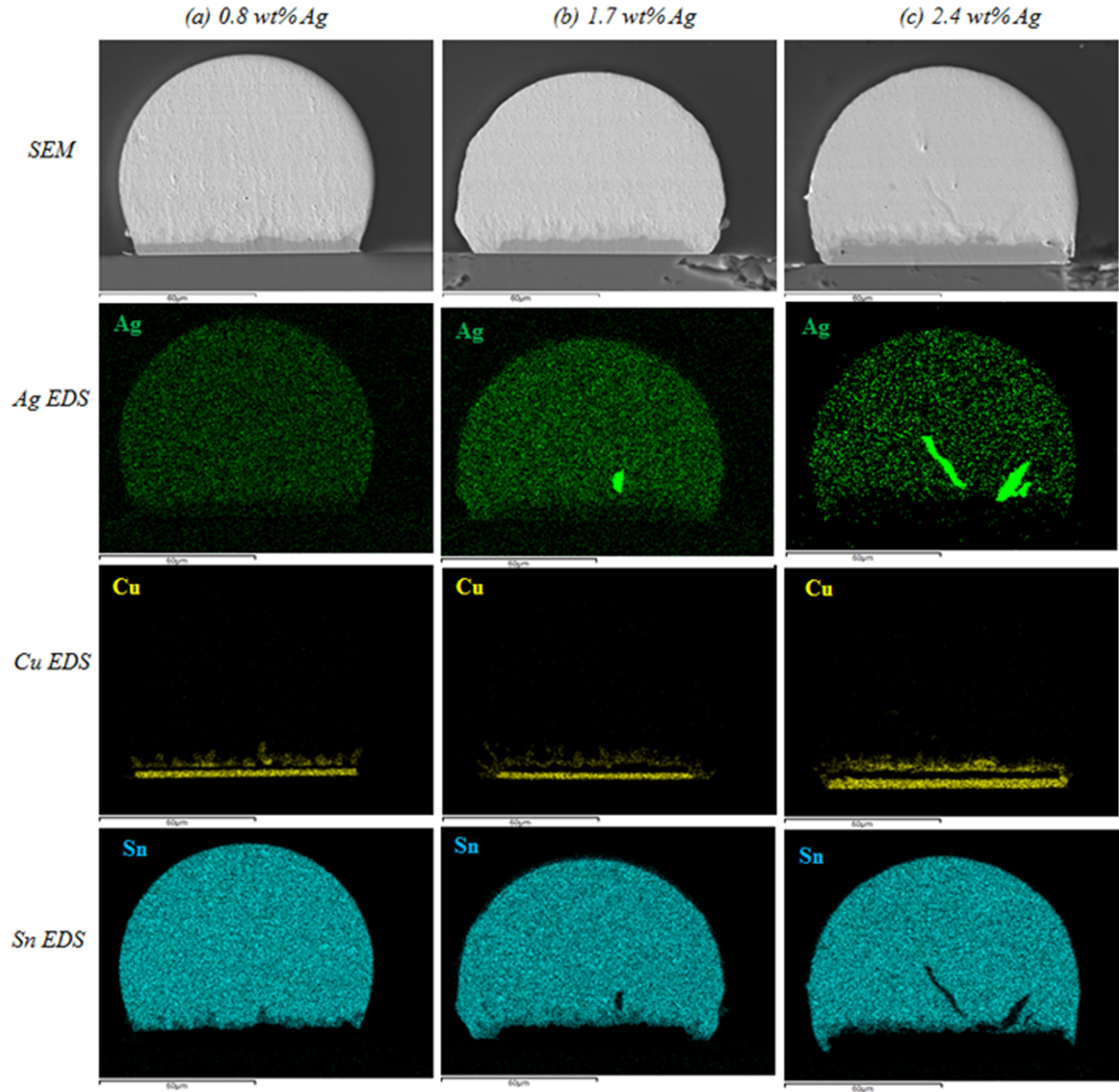


Figure 3.4 SEM and EDS cross-sectional observation of sequentially plated solder bumps for different Ag contents- (a) 0.8 wt% (b) 1.7 wt% (c) 2.4 wt%.

is observed. As such, this Ag content (1.7 wt%) could be considered as the threshold for  $Ag_3Sn$  platelet formation, at least under the current conditions. A further increase in Ag content to 2.4 wt% (Figure 3.4c) results in the creation of larger  $Ag_3Sn$  IMCs platelets. These platelets appear to emanate from the UBM-solder interface. A similar onset of larger platelets was observed by Lin *et al.* [118] in electroplated Ag-Sn bumps. A further increase in Ag content to 3 wt% induces a more immediate appearance of such non-desirable large  $Ag_3Sn$  plates, as shown in figure 3.5a. In a manner similar to what was observed at 2.4 wt% Ag content, a large  $Ag_3Sn$  plate appears to have initiated at the UBM interface but

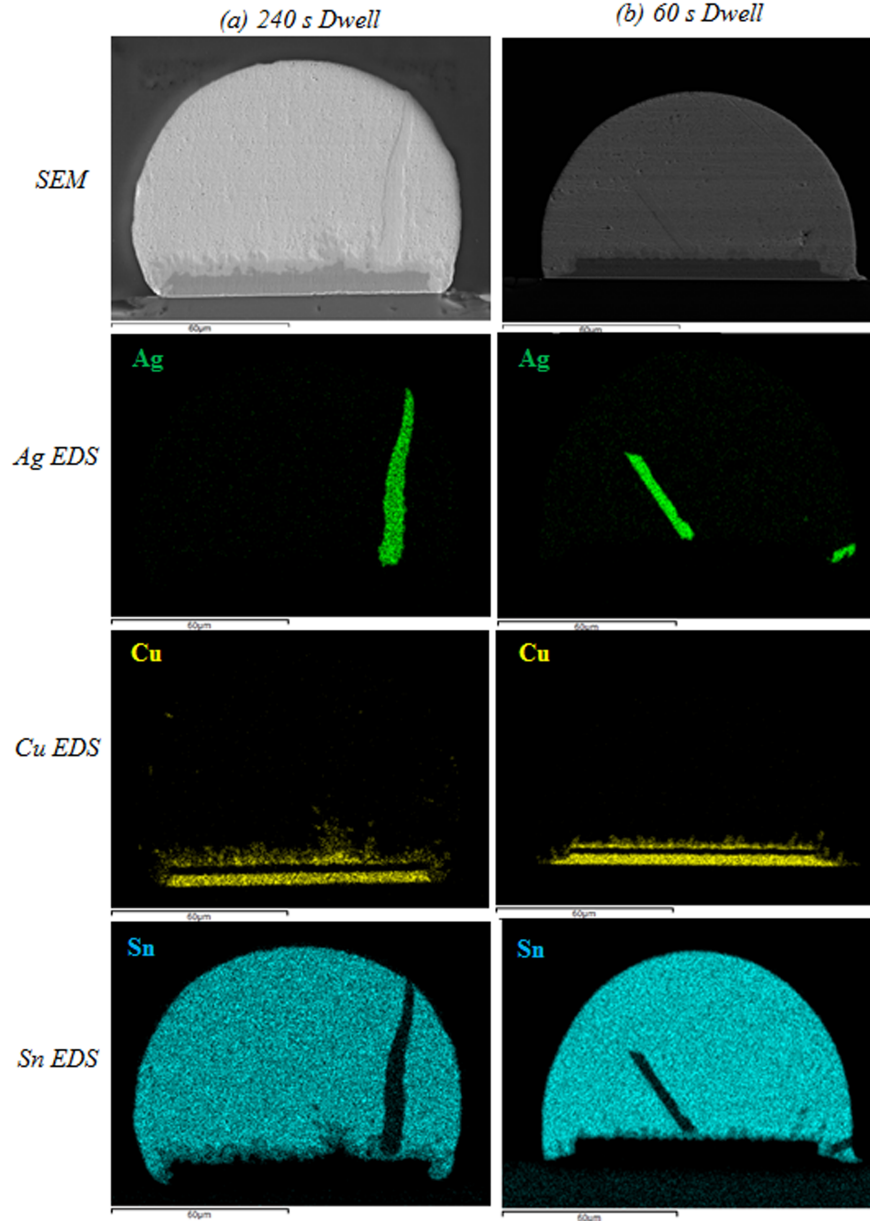


Figure 3.5 SEM and EDS cross-sectional observation of a 3 wt% Ag contents sequentially plated solder bumps after (a) 240 s and (b) 60 s dwell.

is now of sufficient size to have reached the bump surface. A number of papers on SnAg alloy specimens report the presence of such large  $Ag_3Sn$  plates at the  $Cu_6Sn_5$  surface when Ag content was near 3% [93, 96, 101]. These platelets will continue its growth to larger  $Ag_3Sn$  plates during the subsequent solidifications causing bump deformation [101] and hence possible assembly defects. Further, these large plates consume a considerable amount of Ag to form the IMCs, leading to a significantly lower residual Ag content in the bulk solder [93], which would exhibit a lower resistance to electromigration. While feasible

to dissolve  $Ag_3Sn$  IMCs into the liquid solder using properly designed subsequent reflows [101] that take into account the  $Ag_3Sn$  dissolution rate of 0.1–0.2  $\mu m/s$  [89], this may not always be practical.

The above observations suggest that the sequentially plated solder behaves essentially as an alloy during the solidification process. This can be explained by the rapid dissolution of the solid Ag within the liquid Sn, which has been experimentally determined to be around 0.6  $\mu m/s$  for a SnCu alloy reflowed at 240 °C [121]. Such rapid dissolution was also observed by Dai *et al.* when Sn and Ag were sequentially deposited by plating and sputtering respectively using various Ag contents ranging from 1-2 % [122]. To further validate this phenomenon, an experiment was conducted on the 3 wt% Ag sequentially plated bump using a shorter 60 s dwell reflow. As shown in figure 3.5b, the  $Ag_3Sn$  plates are similar in magnitude to those observed with the 240 s dwell, implying rapid diffusion of Ag towards the  $Cu_6Sn_5$  IMC of the UBM and subsequent  $Ag_3Sn$  nucleation and growth. It can therefore be surmised that, while sequential plating does not appear to adversely affect bump morphology as compared to alloy plating, it is also no more effective in controlling  $Ag_3Sn$  plate formation under the conditions of high Ag content solder and a Cu-Ni-Cu UBM structure. This being the case, it is of further interest to understand whether a sequentially plated Sn-Ag can equally benefit from known means to mitigate large  $Ag_3Sn$  plate formation.

### Mitigation of $Ag_3Sn$ plates formation

#### *Effect of UBM modification :*

Previous studies have proposed that the nature of the UBM plays an important role in  $Ag_3Sn$  plate formation and growth. Specifically, in the case of a UBM comprising a top Cu layer that is necessary to form SAC alloys, the change in surface energy caused by  $Cu_6Sn_5$  IMC formation can act as nucleation sites for  $Ag_3Sn$  plate formation [100]. Subsequent plate growth is then encouraged by the high rate of  $Cu_6Sn_5$  formation that serves to consume Sn and hence enrich local Ag concentration [96]. Use of an alternative top layer such as Ni can therefore suppress such nucleation and growth. To validate whether the same platelet suppression would occur with a sequentially plated Sn-Ag alloy, the 2.4 wt% and 3 wt% Ag content solders were studied using a Cu-Ni UBM instead of Cu-Ni-Cu.

The SEM observations in figure 3.6 show a thin layer of IMC at the UBM-solder interface. The presence of only Ni and Sn on the EDS mapping of this region confirms that the formed IMC is  $Ni_3Sn_4$ . The Ag mappings show a uniform Ag diffusion with no  $Ag_3Sn$  plate formation. Comparable results for alloy SAC plated bumps on Ni-based UBM were presented by Lin *et al.* [101], showing a significant reduction in  $Ag_3Sn$  nucleation compared

---



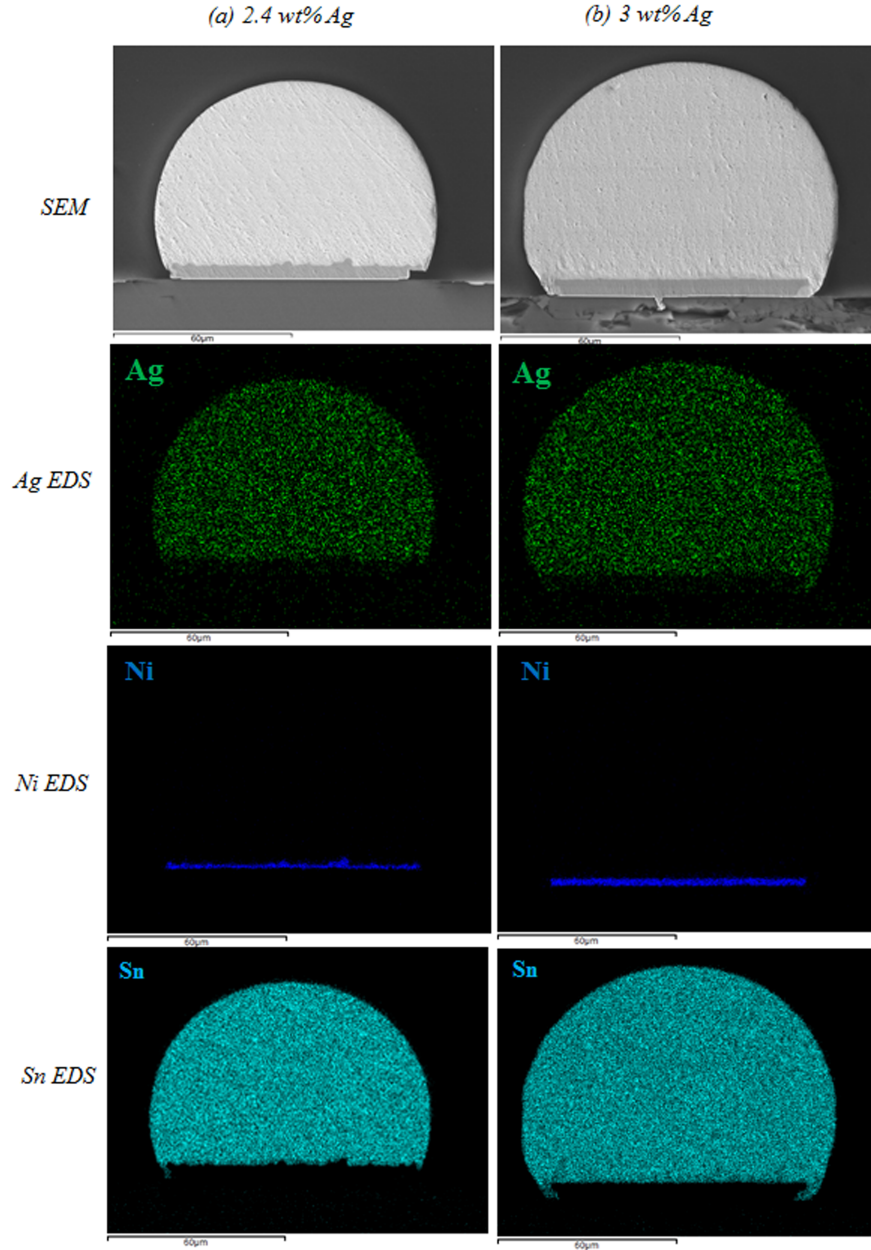


Figure 3.6 SEM and EDS cross-sectional observation of a (a) 2.4 and (b) 3 wt% Ag content bumps on a Cu-Ni UBM.

to Cu-based UBM despite Ag contents being in excess of 3%. These results not only validate the complete dissolution and rapid diffusion of the Ag layer in sequential plating but also support the role of  $Cu_6Sn_5$  IMC as a catalyst for  $Ag_3Sn$  plate formation. This metallurgical behavior could be explained by the Ag saturation at the interface level, which is mainly related to the interfacial IMC growth. Considering that the growth rate during a first reflow is 5-6 times greater for  $Cu_6Sn_5$  compared to  $Ni_3Sn_4$  [101], the solder adjacent to a Cu-based UBM reaches Ag saturation much more rapidly, thus acting as nucleation

source for  $Ag_3Sn$  [101]. The fact that alloys and sequentially plated solder behave similarly in the presence of a Ni top surface layer demonstrates that the sequential plating process can be suitably applied to high Ag content solder by using an appropriate UBM layer.

*Effect of reflow profile :*

While eliminating the upper Cu layer appears to be effective in suppressing  $Ag_3Sn$  formation, there may be drawbacks. For example, the formation of a SAC alloy that results from the Cu layer has been reported to improve the wettability and solderability of the solder joint [123]. Previous investigations on alloy plated SnAg have therefore proposed modifications of cooling rate as a means to reduce or eliminate  $Ag_3Sn$  formation in the presence of the  $Cu_6Sn_5$  IMC [96, 101, 124]. To verify the impact of sequential plating on this phenomenon, the metallurgical behavior of 3 wt% Ag content solder on Cu-Ni-Cu UBM structure was characterized at several cooling rates ( $3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ,  $8\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  and  $15\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ) as compared to the previously described  $0.8\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ , while maintaining a 240 s dwell duration. Figure 3.7 illustrates the IMC formation at different cooling rates (3, 8 and  $15\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ).

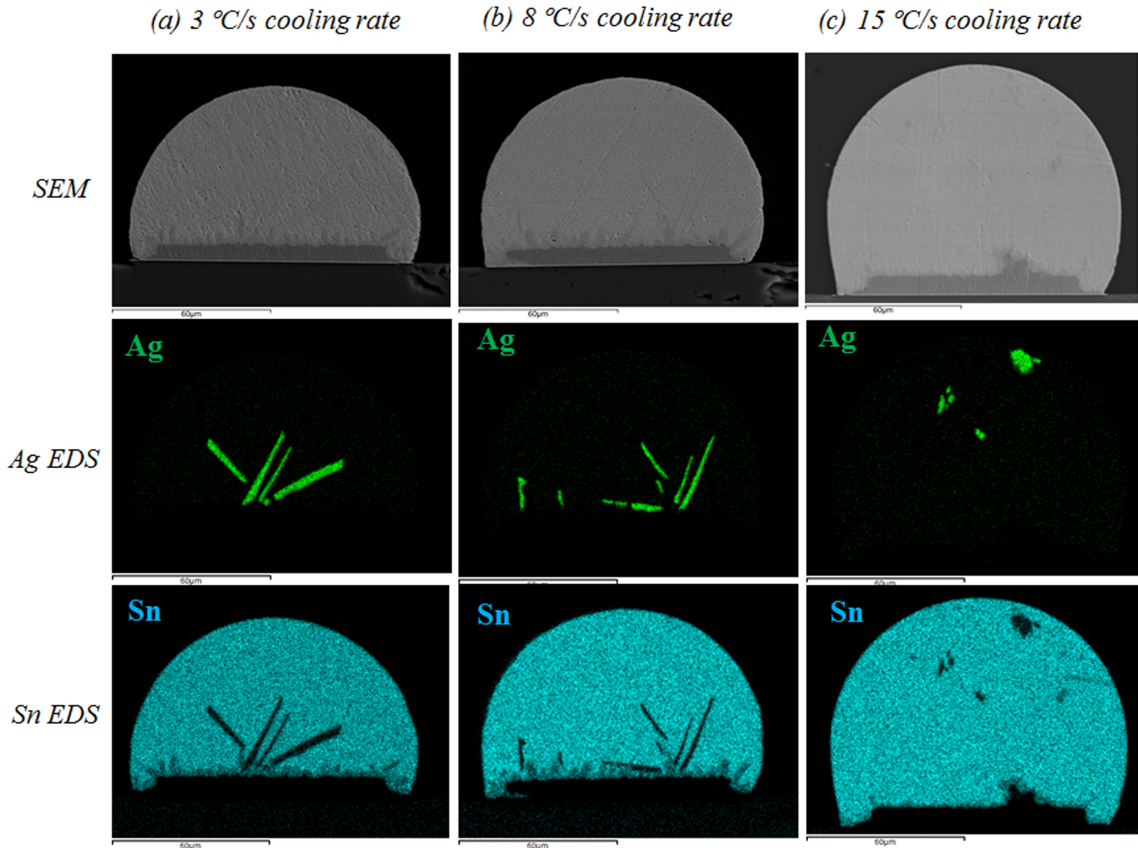


Figure 3.7 SEM and EDS cross-sectional observation of reflowed bump at 3, 8 and  $15\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  cooling rate and 240 s dwell.

---

For 3 °C/s rate, we observed the formation of several smaller  $Ag_3Sn$  platelets. While less agglomerated than previously observed for 0.8 °C/s (Figure 3.5a), the formations are nonetheless significant. Comparable results are obtained at a cooling rate of 8 °C/s. However, when using an ultra-fast-cooling rate of 15 °C/s, we observed the formation of a few  $Ag_3Sn$  grains rather than platelets. Further, these grains were not nucleated from the UBM-Solder interface but were instead contained within the solder matrix. Similar improvements have been reported for the SAC alloy, where an increase in the reflow cooling rate reduced considerably the number and the size of the formed  $Ag_3Sn$  platelets [96, 101, 124] and modified its morphology [96]. The morphology change from plate-like shapes to smaller platelets and grains is postulated to be related to the reduced amount of time in which the bumps pass through the undercooling phase [125, 126]. Pure Sn grain solidification induces an increase of Ag concentration within the remaining liquid phase solder, which promotes the formation of  $Ag_3Sn$  IMCs. Once nucleated,  $Ag_3Sn$  IMCs continue to consume Ag in the melting solder until solidification is complete. Increasing the cooling rate limits the time available to form larger IMCs, thus favoring the formation of other smaller IMCs during this short Ag-liquid solder period. Further, because the solidification gradient is initiated at the chip end by a cold plate, Ag is repelled from the UBM-solder interface towards the liquid solder, which results in  $Ag_3Sn$  IMCs grains being contained within the solder matrix. Again, the similarities between sequentially plated bump and alloy bump morphologies at different cooling rates supports the hypothesis that a sequentially plated bump behaves like an alloy during the critical solidification portion of the reflow profile.

### Discussion of $Ag_3Sn$ platelet mitigation in a sequential plating environment

The previous sections B-1 and B-2 have demonstrated that two well known methods for large  $Ag_3Sn$  IMC mitigation are equally efficient for both sequential plating and alloy plating. The method of removing Cu from the upper-most layer of the UBM, thus removing  $Ag_3Sn$  nucleation sites, significantly reduces the risk and the size of forming IMCs. This is particularly suitable for applications demanding multiple reflows, such as 3D and heterogeneous integration. Nonetheless, a Ni-based UBM has been reported to exhibit some side effects at a higher Ag content. Specifically, the  $Ag_3Sn$  IMCs tend to grow near the bump surface which increases the bump deformation risk [101]. Moreover, the  $Ni_3Sn_4$  intermetallic layer presents a weaker interface as compared to  $Cu_6Sn_5$  and  $Cu_3Sn$  [127].

The second method, whereby cooling rate is exploited to mitigate the large  $Ag_3Sn$  IMCs, has the benefit of retaining the upper UBM Cu layer diffusion, thus promoting both improved UBM wetting and interfacial strength as well as a more robust SnAgCu (SAC) alloy structure [101, 127]. On the other hand, this approach may be difficult to implement

in a large volume manufacturing process and may induce thermal shock that may induce a failure for the system assembly [102].

It is interesting to note that the sequential plating approach can potentially offer a suitable compromise between these two mitigation means that would be more difficult and/or costly to achieve with alloy plating. Cu could be strategically inserted into the solder plating sequence, thus obtaining the benefits of Cu, such as solderability [123], while maintaining a Ni-based UBM. Further enhancements could be obtained by adding other minor doping elements during the plating process without adversely affecting the cost of plating baths. For example, Bi could be added to the sequence to further contribute to  $Ag_3Sn$  suppression. While alloy and sequential plating produce comparable bump metallurgies, the latter offers a higher flexibility to develop various alloys, in such a way to improve the reliability at a lower cost.

### 3.2.5 Conclusion

A sequential Ag-Sn plating process has been evaluated for fine pitch bumping applications as an alternative to the conventional alloy plating. By comparing the post-reflow metallurgies of sequentially plated solder bumps to those reported in the literature for alloy bumps, it has been demonstrated that both approaches behave in a similar manner across a spectrum of Ag content and when exposed to different UBM structures and solidification profiles. Specifically, both processes produce non-desirable, large  $Ag_3Sn$  plates on a Cu-Ni-Cu UBM structure when the Ag content exceeds 3 wt%. Such plates were shown to be effectively reduced, whether in a sequential plating or alloy process, by using an alternative UBM structure of Cu-Ni, whereby the absence of the top Cu layer avoids the nucleation sites of large  $Ag_3Sn$  plates. An alternative means to mitigate such plates by fast-cooling is equally effective for the two bumping approaches, where  $Ag_3Sn$  formation is restricted to small grains at ultra-fast ( $>15$  °C/s) cooling rates.

Given the obtained similarities, this paper supports the implementation of sequential plating into a manufacturing production environment. Solder interconnect performance is expected to be at least equivalent, while bath simplicity presents important opportunities for cost reduction. Moreover, the flexibility of pure metal plating facilitates the tailoring of the Ag content to a specific application and the doping of the alloy for further reliability enhancement.

### Acknowledgment

The Authors would like to thank M. Turgeon and C. Fortin for their guidance, expertise and support in the metallurgical characterization. We are also grateful to S. Gutierrez and

---

C. Bertrand (CCM- Faculté de génie, Université de Sherbrooke) for their support in EDS analysis.



# CHAPITRE 4

## FABRICATION ET ASSEMBLAGE EN UTILISANT DES MICROBILLES DE BRASURES HÉTÉROGÈNES

### 4.1 Avant-propos de l'article 2

**Auteurs et affiliations :** Abderrahim El Amrani, Étienne Paradis, David Danovitch, et Dominique Drouin : Laboratoire Nanotechnologies et Nanosystèmes (LN2), CNRS UMI-3463, et l'Institut Interdisciplinaire d'Innovation Technologique (3IT), Université de Sherbrooke, Sherbrooke, QC J1K OA5, Canada.

**Date de la conférence :** 3 juin au 7 juillet 2020.

**Journal :** *2020 IEEE 70th Electronic Components and Technology Conference.*

**Reference :** [128]

**Titre français :** Métallurgie des microbilles de brasure hétérogènes fabriquées par électrodéposition séquentielle.

**Contribution du document :**

Cet article contribue à la thèse en explorant des mécanismes de ralentissement de la diffusion d'Ag dans Sn. Le développement et l'étude de la robustesse et de l'efficacité de deux barrières ont été présentés, en commençant par une structure planaire simple jusqu'à son amélioration en forme d'encapsulation complète. Des essais de recuits de fusion multiples ont démontré l'utilité de ces structures pour une application d'assemblage de puces renversées.

**Résumé en français :**

Cet article étudie deux différentes approches de barrières pour limiter la diffusion d'Ag dans un empilement séquentiel pour la fabrication de microbilles de brasure. La première approche utilise une barrière planaire qui s'avère simple à intégrer entre deux régions de teneur faible et élevée en Ag. Cette expérience a présenté une atténuation efficace de la diffusion d'Ag en utilisant des barrières de Ni ou de Ni-Cu de 1  $\mu\text{m}$  d'épaisseur pour des microbilles avec un rapport de forme inférieur à 1-1. L'approche de barrière planaire a cependant des limitations pour les microbilles avec des rapports de forme élevés ( $> 1-1$ ). Ceci provient de l'augmentation du diamètre de la microbille en phase liquide lors du recuit de fusion. En effet, le diamètre de la barrière reste fixe et ne peut empêcher les fuites de diffusion qui apparaissent dans les régions périphériques. Pour aborder cette faiblesse, une deuxième approche a été développée pour éviter les limites de la barrière planaire. L'ajustement du procédé d'électrodéposition du Ni a permis un enveloppement complet de la première couche de Sn. Cet enveloppement a pour objectif principal de limiter l'apparition des sites de fuite lors du recuit de fusion. Cette approche a été un succès, non seulement par la limitation de diffusion et la création d'une structure hétérogène de microbilles, mais aussi par un effet de préservation de la forme cylindrique de la première couche de Sn lors de la fusion. Cette structure a plusieurs avantages, notamment elle augmente considérablement le rapport de forme de la microbille, ce qui peut offrir un gap élevé entre la puce et le substrat facilitant le nettoyage du décapant et l'écoulement de la résine de sous-remplissage. Par ailleurs, la forme cylindrique évite l'expansion latérale des microbilles, ce qui peut aider à augmenter la densité tout en réduisant les risques de court-circuit entre les microbilles. En effet, les éléments venant d'être mentionnés sont les avantages d'un pilier en Cu tout en évitant les effets négatifs de la rigidité du Cu sur les couches du *BEOL*. L'étude de cette structure a démontré une bonne robustesse envers des recuits de fusion multiples avec un maintien du gradient de concentration entre les deux régions de brasure. Cette barrière reste toutefois cassable avec l'utilisation d'un long recuit d'une durée de 4 *min* de fusion. La portion verticale de la barrière commence à se désintégrer en *IMCs* permettant l'apparition des sites de diffusion d'Ag et ainsi une homogénéisation de la brasure de la microbille. Cette dernière étape est une étape critique afin d'assurer l'obtention d'une homogénéisation des microbilles et ainsi une bonne résistance à l'électromigration. Les résultats encourageants de cette approche nous motivent à poursuivre notre étude et à réaliser de plus amples essais sur la structure de microbilles dans un environnement industriel de brasage et encapsulation des puces renversées.

---



## 4.2 Article 2 : Heterogeneous Bump Metallurgy Through a Sequential Plating Based Process

### 4.2.1 Abstract

A novel, heterogeneous solder bump structure and means to achieve is proposed. By exploiting a sequential plating process for bump fabrication, a diffusion barrier is placed between solder structures comprising different Ag contents. By controlling the nature and shape of the barrier, a specific structure was derived that successfully maintained a low Ag, ductile solder region proximal to the fragile BEOL of the chip during all solder reflow processes that would occur prior to a reinforcing underfill. A subsequent long dwell reflow step was demonstrated to be capable of breaking the barrier to allow Ag diffusion from the high Ag content region, thus creating a homogeneous interconnect structure with sufficiently high Ag content to encourage high electromigration resistance. The derived temporary structure has the added advantage of ensuring a high aspect ratio, pillar-like solder structure that enables a high-density interconnect design without the use of a stiff Cu structure.

**Keywords :** Heterogeneous bump ; Ni Barrier ; Sequential plating.

### 4.2.2 Introduction

Flip chip technology has been broadly used for IC assembly as a promising alternative to wire bonding for thinner and smaller packages [129] due to its ability to cost-effectively increase system performance at higher density [110, 111]. Bounded by environmental concerns and limited use of hazardous substances, the electronic packaging community has devoted considerable attention to the development of lead-free solder materials with comparable performance to lead-based solder while matching scaling requirements [112, 113]. These efforts have converged on SnAg alloy-based solder compositions for an optimal balance of cost and reliability. As scaling continues, bump size and pitch reductions introduce additional challenges with respect to thermomechanical bump strength, electromigration resistance and warpage accommodation [110, 113]. The Ag content of the SnAg bump plays a significant role in a number of these issues. For example, a low Ag content encourages bump ductility [90–92] and mitigates the formation of fragile  $Ag_3Sn$  intermetallic compounds (IMCs). Such IMCs in the form of large plates [90] have been reported to occur when reflowing solder above 3 wt% Ag content at a slow cooling rate [101] and can induce failure during chip join solidification [91]. On the other hand, the addition of

---

Ag can eliminate the formation of voids in fine solder joints, suppress the formation of Kirkendall voids at the interface, and thus enhance electromigration resistance [89].

To address the Ag-content dichotomy, we previously proposed and reported on the use of a sequential plating approach. This approach is based on plating pure materials rather than alloys, thus enabling a heterogeneous bump metallurgy by separately plating Ag and Sn then controlling Ag diffusion into Sn. However, the study revealed that Ag diffuses fairly rapidly during reflow profiles, thus rendering the original heterogeneous structure difficult if not impossible to control [116].

We therefore propose additional improvements to the sequential plating approach that significantly enhance the heterogeneous structure integrity. By adding a barrier layer between sequentially plated solder compositions, Ag diffusion can be more carefully controlled. This paper studies the effectiveness of different barrier compositions (Ni and Ni-Cu) and shapes (planar and cap-like) with respect to 1) maintaining a sufficient Ag concentration gradient between two neighboring solder regions up to and including the critical chip-joining stage and 2) enabling subsequent homogenization for optimal electromigration resistance. Metallurgical analyses are presented to recommended preferred barrier selection and process conditions that achieve these objectives.

### 4.2.3 Experimental

#### Fabrication methods

The bumping process setup is described in detail in [117]. Blank 100 *mm* wafers of 550  $\mu\text{m}$  thickness were used to deposit a TiW-Cu seed-layer. The plating photomask was deposited onto the wafers by lamination of a 100  $\mu\text{m}$  thick dry-film and subsequent photolithography using a contact mask and 150  $\text{mJ}/\text{cm}^2$  UV exposure. The patterns were developed by immersion in AZ400 20 % diluted in water. UBM and bump constituents were sequentially plated in elemental form using commercial electrolytes in a lab-scale bench apparatus. The reflow process was achieved in an 8 zone  $\text{N}_2$  environment industrial furnace or a  $\text{N}_2$  environment lab-scale furnace. A standard bump-plating process was adapted to include the diffusion barrier within the plating sequence as shown in figure 4.1. Plating process parameters and intermediate steps were appropriately adjusted to achieve the intended barrier thicknesses and shapes. Reflow process parameters were similarly adjusted for either maintaining heterogeneity or encouraging homogenization.

#### Characterization methods

For cross-sectional analysis of the reflowed bumps, samples were first molded in resin, polished using silicon carbide abrasive papers then finished using an alumina-based slurry. SEM with X-ray energy dispersive spectroscopy (EDS) analysis was used for elemental

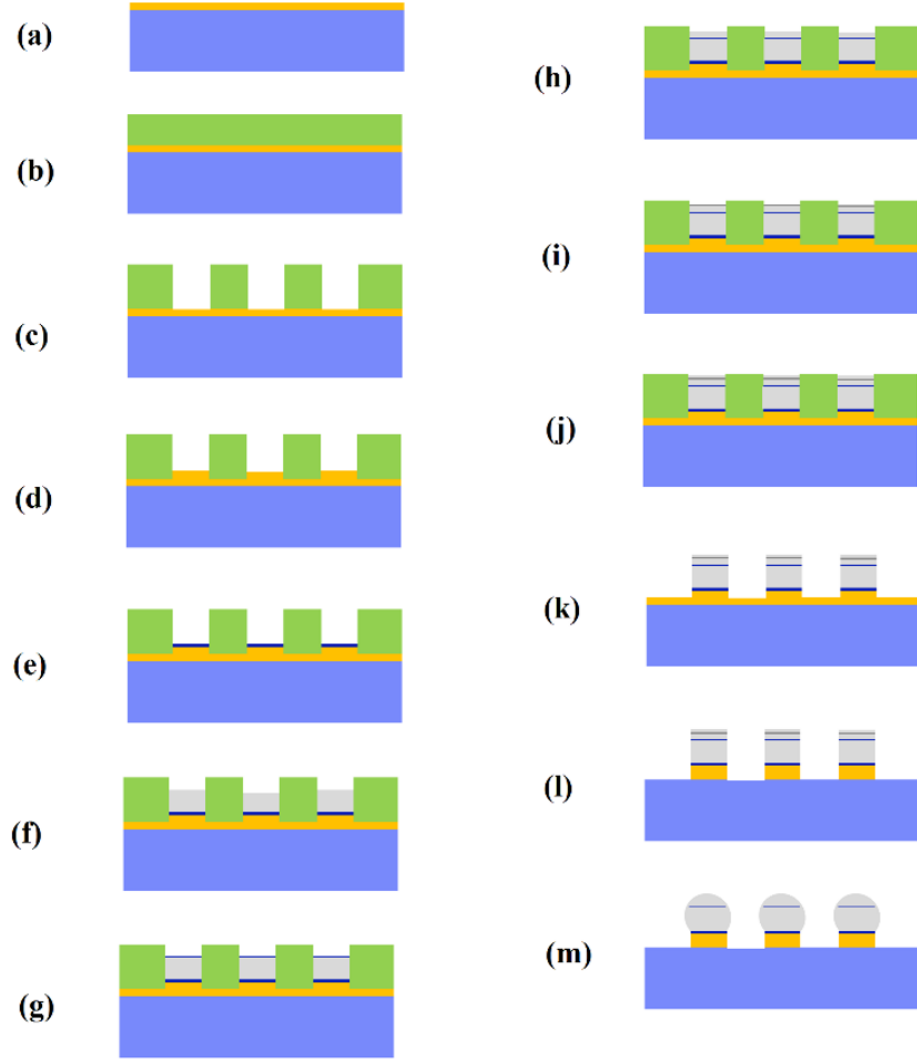


Figure 4.1 Sequential plating process flow, a) Seed-layer deposition, b) Dry-film photoresist lamination, c) Photolithography, d) UBM Cu plating, e) UBM Ni plating, f) First Sn layer plating, g) Barrier plating, h) Second Sn layer plating, i) Ag plating, j) Sn protective layer plating, k) Dry-film photoresist stripping, l) Seed-layer etching, m) Reflow process.

mapping including assessment of the Ag concentration gradient and formation of  $Ag_3Sn$  IMCs.

#### 4.2.4 Results

##### Planar Diffusion Barrier layer in a Sequentially Plated Bump

We first explored the possibility of controlling the bump metallurgy using a simple planar barrier layer of  $1\ \mu m$  thickness. Both Ni and Ni-Cu versions of such a barrier were evaluated with respect to their resistance to multiple reflows and their enablement of final homogenization. The planar barrier efficiency was assessed for different bump geometries

(*i.e.* aspect ratios). The premise for evaluating Ni-Cu was to create a SnAgCu alloy, which has been reported to improve wettability and solderability [123]. On the other hand, the presence of Cu increases the chances of nucleating  $Ag_3Sn$  IMCs [100], which may entrap Ag as  $Ag_3Sn$  grains at the Ag-rich region of the bump.

*Planar Barrier Layers within Bumps of 0.67 : 1 Aspect Ratio :*

Bumps of this aspect ratio were 90  $\mu m$  in diameter and 60  $\mu m$  in height. Figure 4.2a shows a 45  $deg$  view of the fabricated bumps that shows the barrier layer presence at the bump edges after reflow. This suggests that the reflowed solder volume did not overflow to induce unwanted mixing at the barrier edge. Figures 4.2b and 4.2c illustrate cross-

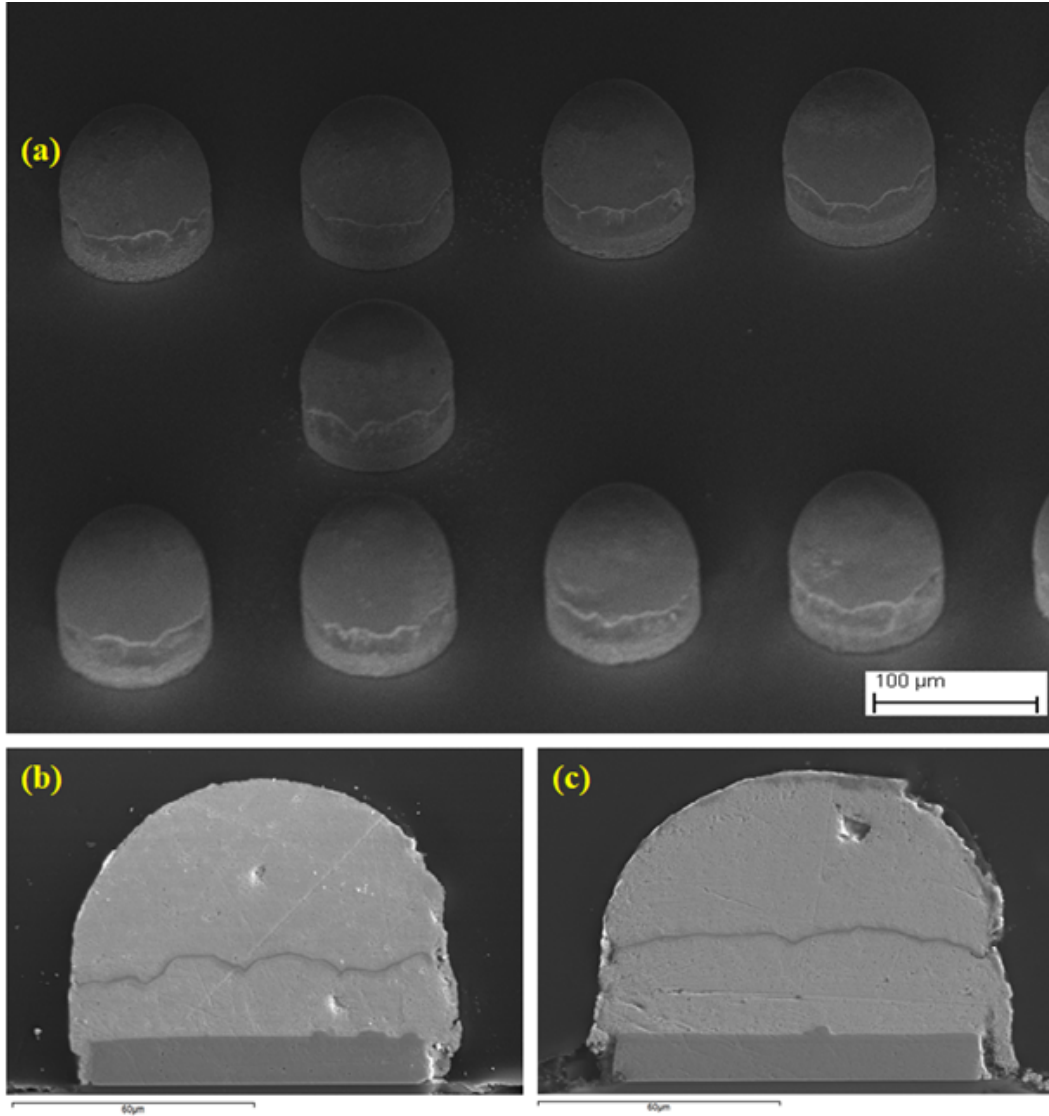


Figure 4.2 (a) 45deg view of the resultant bumps after reflow and their cross-sectional SEM observation with (b) Ni, and (c) Ni-Cu barriers.

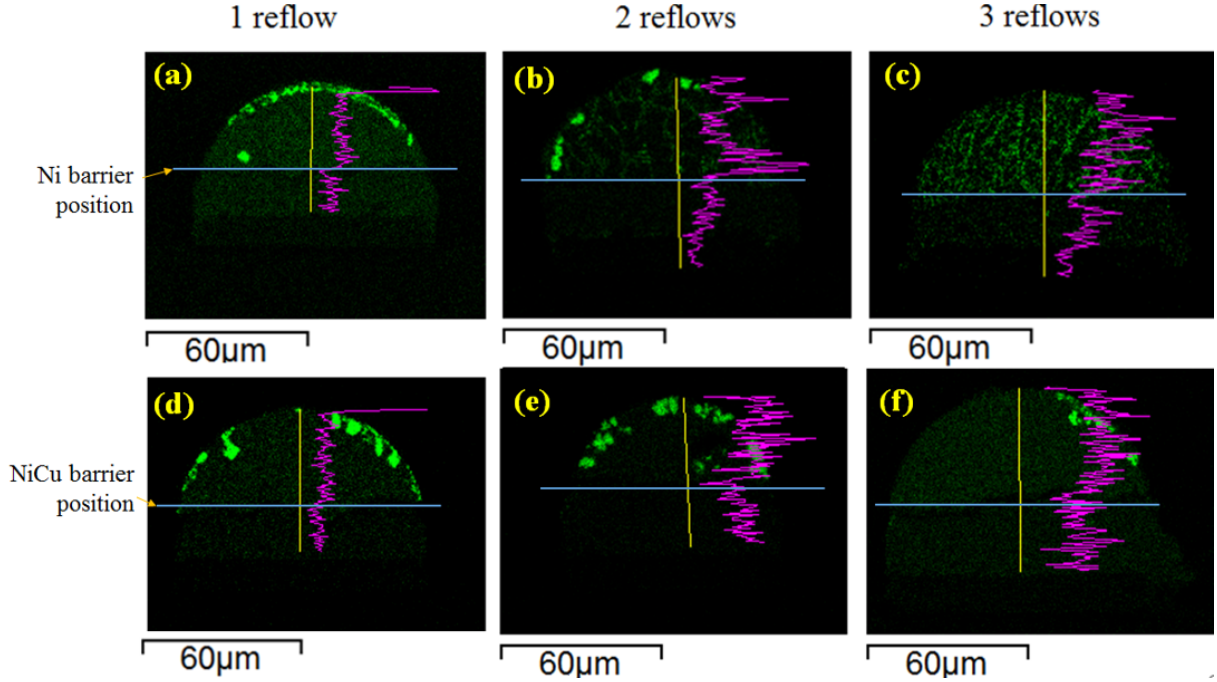


Figure 4.3 EDS mapping illustrating Ag concentration after multiple reflows using Ni and Ni-Cu barriers.

sectioned bumps with Ni and Ni-Cu barriers respectively. The barriers appear to have remained at the mid-height of the bump and their integrity not impacted by the reflow. The barrier is seen to extend horizontally across the entire bump width, suggesting from a macroscopic point of view that such a barrier can effectively separate the two solder compositions. The bumps were then subjected to multiple reflows using a 60 s dwell and 1.3 deg/s cooling rate.

The EDS mappings in figure 4.3 show a successful Ag concentration gradient for both the Ni and Ni-Cu barriers, even after a third reflow. We also note the formation of  $Ag_3Sn$  grains on the Ag-rich side, which is predictable for the high Ag content [93, 96, 101]. After three reflows, the size of these large IMCs is reduced, which indicates their dissolution into the liquid solder. A drop in Ag content in the upper region, caused by some degree of diffusion into the lower region, may explain the smaller grains formed with multiple reflows. Moreover, we observed a larger size and number of  $Ag_3Sn$  grains in the case of the Ni-Cu barrier as compared to the Ni barrier, which may be caused by the presence of Cu to promote  $Ag_3Sn$  nucleation [100, 101]. As such, to limit the number of variables, subsequent study focused on the use of the Ni barrier.

To evaluate whether the above described heterogeneous bump structure could be successfully homogenized, the bumps were reflowed for extended dwells of 105 s, 160 s or 240 s

Tableau 4.1 Homogenization reflow parameters.

	Test 1	Test 2	Test 3
Dwell (s)	105	160	240
Peak temperature (°C)	240	248	254

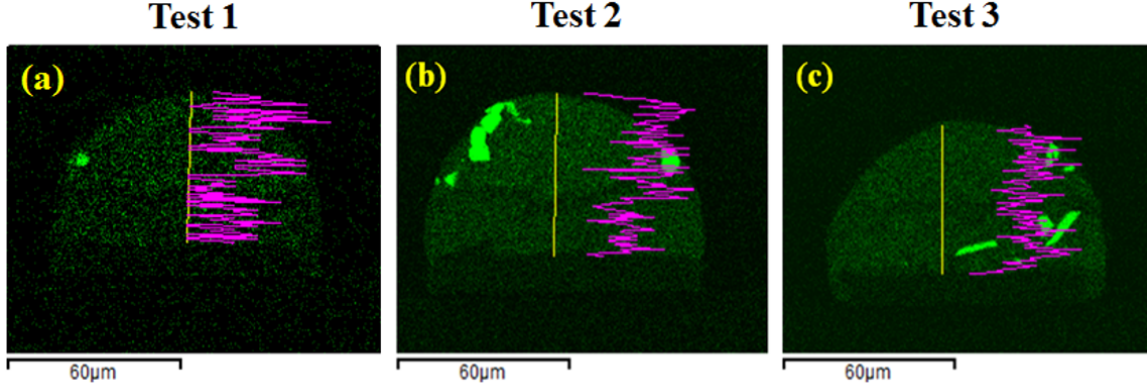


Figure 4.4 EDS mapping illustrating Ag concentration after homogenization using longer dwell reflows of (a) 105 s, (b) 160 s, (c) 240 s.

Tableau 4.2 Elements concentrations in wt%.

Elements	Ni	Cu	Ag	Sn
Upper side	0.0	0.0	2.9	97.1
Lower side	0.6	1.0	3.0	95.4

durations. Given the nature of the industrial furnace profile employed, increasing the dwell time caused the sample to witness a higher peak temperature. The resultant parameters are summarized in tableau. 4.1.

Figure 4.4 shows the Ag EDS mapping for a heterogeneous bump exposed to the longer dwell homogenization reflows of various durations. In each case the bump was previously exposed to 3 reflows at a 60 s dwell. The Ag EDS mappings and linescans show that 105 s and 160 s dwells were too short to achieve a uniform Ag homogenization. However, a 240 s dwell ensured homogenization, as suggested by the appearance of  $Ag_3Sn$  grains in the lower solder region, which is an indication of having reached a 3 wt% Ag content [9]. To validate this outcome, elemental concentrations were assessed on each side of the barrier. Comparable Ag concentrations were obtained on both sides (Tableau 4.2), thus confirming homogenization.

*Planar Barrier Layers within Bumps of 1 : 1 Aspect Ratio :*

Bumps of 90  $\mu\text{m}$  height were fabricated using the same 90  $\mu\text{m}$  diameter design and a proportionate increase of the deposited Sn and Ag layers to still obtain a final Ag content of 3 wt%. We also replaced the Cu-Ni-Cu UBM with a Cu-Ni UBM to further reduce the propensity for nucleation of large  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  plates [100, 101].

Figure 4.5 shows cross-sections of two 1 : 1 bump specimens with a Ni barrier. With this aspect ratio, the bump geometry changed during reflow from an as-plated cylinder to a spherical shape of larger diameter that reaches 105  $\mu\text{m}$ , thus inducing the Ni barrier to ‘float’ within the liquid solder and leave the bump periphery unprotected from subsequent Ag diffusion. The corresponding Ag EDS analyses confirm this effect, where a uniform Ag distribution is observed. The absence of  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  IMC formation suggests a relatively rapid Ag diffusion. It therefore becomes apparent that, for bumps of 1 : 1 aspect ratio or higher, which are most prevalent in finer pitch applications, a planar diffusion barrier is ineffective in preventing Ag diffusion between a high Ag and low Ag region.

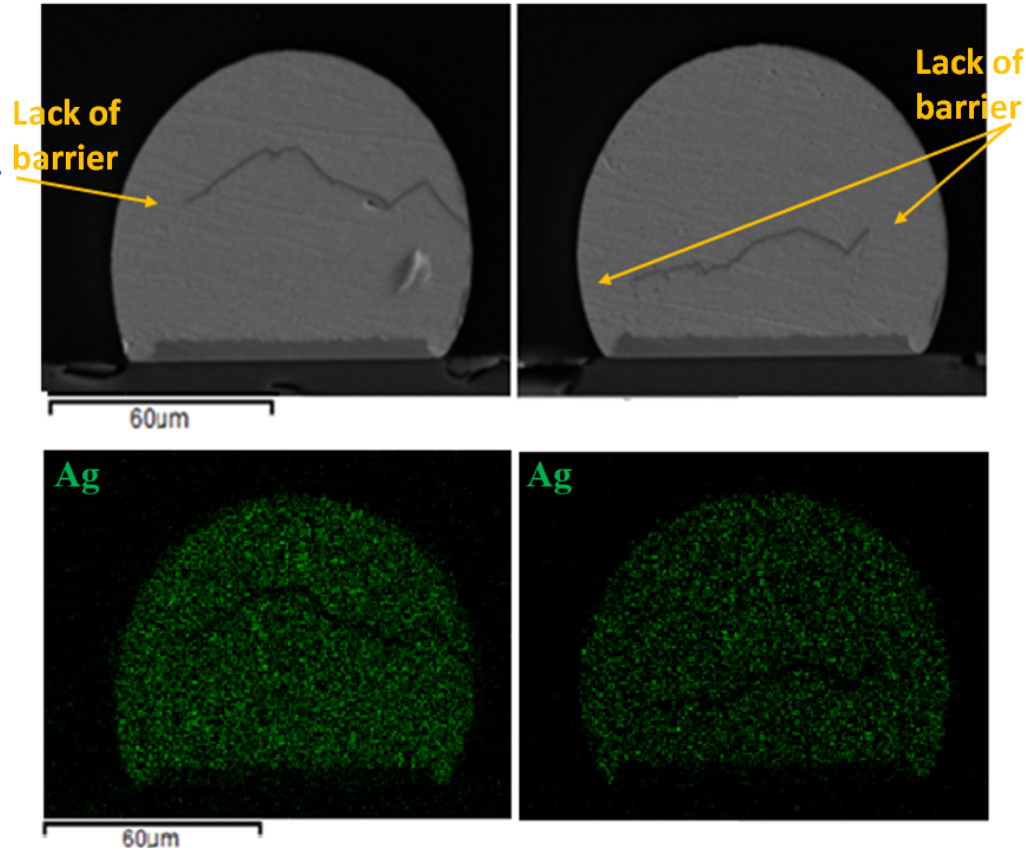


Figure 4.5 SEM and Ag-EDS cross-sectional view of two different 1 : 1 bumps with a 1  $\mu\text{m}$  Ni barrier.



### Diffusion barrier Cap Layer in a Sequential Plated Bump

Considering the observed limitations of the planar barrier with respect to aspect ratio, efforts were undertaken to provide a Ni barrier that would fully encompass the first Sn structure. The process flow is similar to the one shown in figure 4.1, with the addition of process steps prior to plating the barrier layer that create a small vertical gap between the plated bump and the photoresist. By infiltrating this gap with the Ni electrolyte, the Ni barrier essentially ‘caps’ the structure by plating both the top and sidewall. It is postulated that such a cap would translate to a more robust diffusion barrier to the Ag contained in the upper solder structure. The concept in the form of its as-plated structure is illustrated in figure 4.6.

Figures 4.7a and 4.7b show a cross-sectional SEM view of the plated layers before and after reflow. The solid Ni barrier appears to have been sufficiently robust to prevent any collapse of the first Sn structure, thus maintaining its cylindrical form and producing an overall bump whose aspect ratio exceeds that of the normal spherical bump. Such a geometry would provide an increased chip-substrate standoff that may promote improved capillary underfill flow. The corresponding Ni EDS mapping after reflow (Figure 4.7c) confirms a continuous barrier that envelopes the entire first Sn structure, while the Ag mapping after reflow (Figure 4.7d) demonstrates a clear presence of Ag confinement and  $Ag_3Sn$  grain formation in the upper solder portion.

Short dwell reflows were then performed to investigate barrier cap integrity and Ag concentration gradient efficiency.

Figures 4.8a and 4.8b show cross-sectional observations of bumps subjected to one additional reflow (two total) and two additional reflows (three total) respectively. In both cases, the structure was maintained with only minor deformations at the bump side walls.

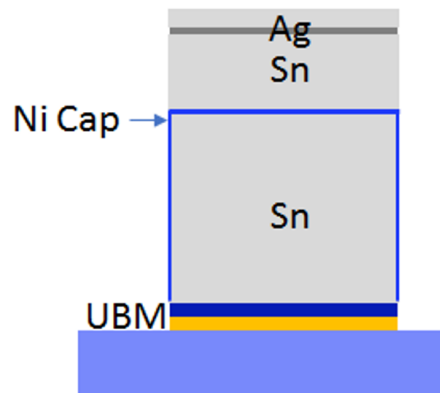


Figure 4.6 Desired bump structure with the Ni cap.



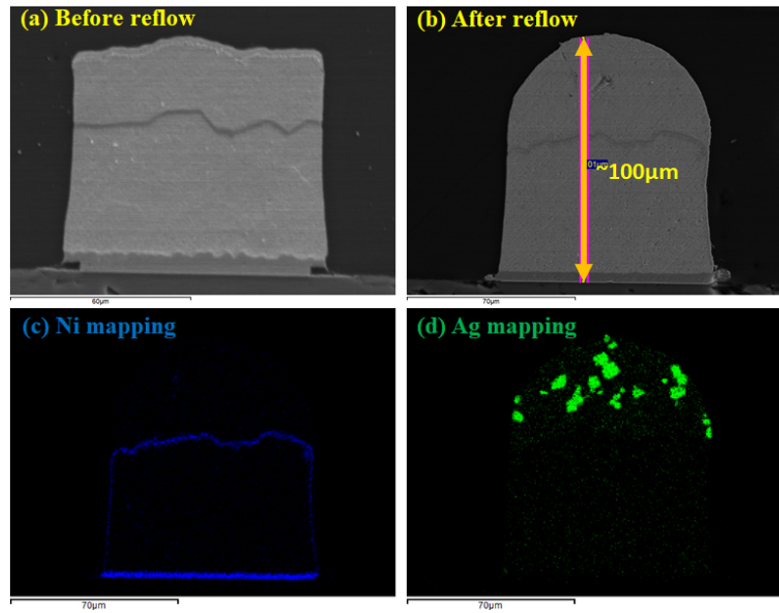


Figure 4.7 SEM cross-sectional observation (a) before and (b) after reflow and the EDS mapping of the (c) Ni and (d) Ag of fabricated bump.

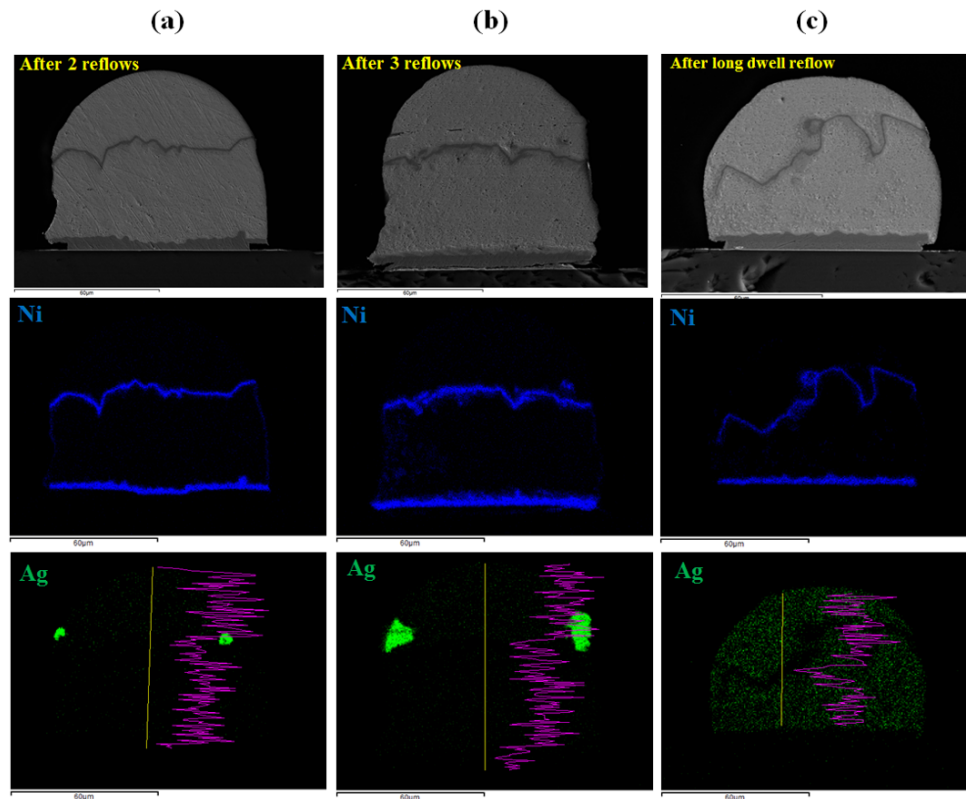


Figure 4.8 SEM and Ni, Ag EDS cross-sectional observation and mapping of the fabricated bump after (a) 2 short reflows, (b) 3 short reflows and (c) 3 short reflows followed by homogenization reflow.

The corresponding Ni EDS mappings again demonstrate a continuous Ni capping over the first solder layer, albeit with progressive disintegration into solder solution. The Ag EDS mappings and line-scans illustrate that an efficient Ag concentration gradient was maintained. Next, in order to study the capability of ultimately homogenizing the Ag into such a capped structure, said structures were subjected to a long (240 s) dwell reflow profile. The SEM observations (Figure 4.8c) reveal a full collapse of the pillar into a spherical bump shape. While the horizontal portion of the barrier is clearly visible, the vertical portion appeared to break down. This is confirmed in the accompanying Ni mapping. It is postulated that the lateral dimensions of the vertical gap compromise the Ni thickness of the vertical portion. The Ag EDS mapping shows a uniform Ag diffusion, which is validated by the line-scan on both regions, with no captured  $Ag_3Sn$  IMCs. It therefore appears feasible to break down a Ni barrier cap and homogenize the Ag concentration through the use of a long dwell reflow.

### Discussion of Results

This paper studied two different approaches to restricting the Ag concentration to constrained regions of a sequentially plated solder bump structure. The first approach of using a planar diffusion barrier between the low and the high Ag content regions has the advantage of relative simplicity, being readily integrated into the sequential plating process. The approach was successfully demonstrated with two different barriers, Ni and Ni-Cu, although a reduced propensity for large  $Ag_3Sn$  IMC formation favors the use of Ni. However, while the 1  $\mu m$  thickness was proven sufficient to resist excessive degradation during the additional reflows required of a test and assembly process, the limitation of this planar barrier lies in the aspect ratio of the final bump structure. Structures where this ratio exceeds 1 (*i.e.* 1 : 1 or higher) will inherently result in an increase in diameter as the bump attains its lowest surface tension, spherical shape during an uninhibited reflow. Since the solid barrier cannot adjust to this increase, Ag can to infiltrate along the peripheral regions. Considering that increasingly higher interconnect densities encourage higher aspect ratio interconnect joints for optimum assembly yield, a planar barrier would serve a limited market.

The second approach overcomes this shortcoming by encompassing the first solder structure with a barrier cap. While imposing additional minor processing steps, it is still relatively simple to integrate into the sequential plating process. The cap remained intact after multiple reflows, thus preserving the Ag gradient that ensures solder ductility near the chip BEOL region during the stress-inducing chip assembly process. Moreover, the fact that the barrier integrity has a secondary effect of preserving the columnar shape of the first solder structure results in a pillar-like bump shape that further increases aspect

ratio. This advantage could be exploited to increase interconnect density while maintaining sufficient chip-substrate gap for underfill flow, in much the same way that a Cu pillar functions but without the stress issues of a stiff Cu structure.

While a long dwell reflow was shown to successfully break down the thinner, vertical portion of the barrier cap and thus homogenize the Ag content in the interconnect for optimal electromigration resistance, it is important to discuss this behavior in the context of an actual assembly process. By using a bump level reflow to simulate the final chip-substrate assembly, the structure was free to ‘expand’ to its natural spherical shape as a result of sufficient time above solder liquidus. In a flip chip assembly flow, this homogenization step would occur after the underfill process (*e.g.* BGA attach), thereby severely restricting such expansion. As such, additional study is recommended and planned using actual chip assembly in order to verify whether temperature alone is sufficient to break down the vertical walls of the barrier cap and allow Ag homogenization.

#### 4.2.5 Conclusion

The need to ensure the lowest possible interconnect ductility near the chip BEOL region during chip-substrate interconnect solidification encourages the use of a low Ag content, at least locally. On the other hand, the increasing current densities of these interconnects favor a high Ag content for optimal electromigration resistance. To solve this apparent dichotomy, we propose a novel approach that exploits sequential plating to create a temporary heterogeneous structure comprising varying Ag content. Premised on the effectiveness of a plated barrier to prevent Ag diffusion under controlled conditions, two variations were explored. A planar barrier demonstrated the effectiveness of the concept but revealed limitations with respect to high aspect ratio solder bumps, where the inherent increase in diameter allowed Ag diffusion in the peripheral regions of the newly shaped structure. The second variation overcomes this limitation by creating a barrier cap that encompasses both the horizontal surface and vertical walls of the first solder structure. This approach was proven successful for high aspect ratio bumps, having maintained low Ag content and therefore high ductility of the solder structure proximal to the chip BEOL, during reflows representative of operations required before and during the chip join operation. Moreover, the barrier cap maintains a favorable ‘pillar-like’ solder structure that favors higher density interconnection without the need for a stiff Cu pillar. Subsequent homogenization of the Ag content was demonstrated on this barrier cap structure by using a sufficiently long dwell profile. Nevertheless, the use in this study of a chip join simulation rather than an actual assembly process recommends further investigation under assembly conditions where an underfill is present during this homogenization process.

---

**Acknowledgment**

The Authors would like to thank S.Gutierrez and C.Bertrand (CCM- Faculté de génie, Université de Sherbrooke) for their support in EDS analysis.

This work had been made possible by the NSERC/PROMPT/IBM Industrial Research Chair in Smarter Microelectronics Packaging for Performance Scaling.

---

## 4.3 Avant-propos de l'article 3

**Auteurs et affiliations :** Abderrahim El Amrani, Étienne Paradis, David Danovitch, et Dominique Drouin : Laboratoire Nanotechnologies et Nanosystèmes (LN2), CNRS UMI-3463, et l'Institut Interdisciplinaire d'Innovation Technologique (3IT), Université de Sherbrooke, Sherbrooke, QC J1K 0A5, Canada.

**Date de soumission :** 20 Aout 2020.

**Journal :** *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*

**Reference :** [130]

**Titre français :** Démonstration d'un assemblage novateur utilisant des microbilles de brasure Sn-Ag hétérogènes.

**Contribution du document :**

Cet article contribue à la thèse en démontrant le premier assemblage de puce avec microbilles hétérogènes. L'étude consiste à caractériser la structure du joint de brasure durant les étapes de fabrication, assemblage, et homogénéisation. Cette étude montre la faisabilité d'adoption de cette approche pour une application réelle d'assemblage des puces renversées.

**Résumé en français :**

Dans cet article, une étude a été réalisée pour comprendre l'évolution physique et métallurgique d'une structure de brasure hétérogène créée par électrodéposition séquentielle. Cette dernière nous a permis d'inclure une barrière de diffusion qui couvre la première couche de Sn au complet. Cette structure présente plusieurs avantages, dont le principal est l'amélioration de l'efficacité de la barrière envers la limitation de la diffusion d'Ag en comparaison avec une barrière planaire pour des microbilles avec rapports de forme élevés.

Les résultats de cette étude montrent un maintien temporaire de l'hétérogénéité de la structure ce qui permet ainsi d'avoir une faible teneur en Ag à proximité des couches fragiles du *BEOL* durant l'assemblage. Les brasures de faible teneur en Ag sont connues pour une meilleure ductilité que ceux de teneur élevée en Ag. Cette ductilité est bénéfique pour absorber les contraintes thermomécaniques, générées par la grande différence des coefficients de dilatation thermique, que subissent les microbilles lors de l'assemblage d'une puce en Si sur un substrat organique et ainsi aider à éviter les fissurations dans les couches du *BEOL*.

En plus de l'effet isolant de la barrière, nos observations métallurgiques ont montré une formation de larges intermétalliques de  $Ag_3Sn$  du côté du substrat après assemblage. Ces intermétalliques, apparaissant à proximité du Cu du substrat, peuvent servir à amortir la diffusion d'Ag vers les couches du *BEOL*. Ils jouent un rôle important pour conserver la structure hétérogène de la microbille avec la dégradation continue de la barrière après des recuits d'assemblage consécutifs. En reproduisant l'étape de l'assemblage *BGA* par un recuit de longue durée de fusion, une homogénéisation du joint de brasure a été démontrée en cassant la barrière et permettant une diffusion complète de l'Ag. Des sites de fuites ont commencé à apparaître sur la périphérie de la portion horizontale de la barrière. Ceci est survenu malgré les contraintes physiques de la résine de sous-remplissage sur la microbille. Même après l'apparition des sites de fuite, la dissolution de  $Ag_3Sn$  dans la brasure retarde la diffusion d'Ag en comparaison avec celle rapide des atomes libres d'Ag. À cette étape intervient le recuit de fusion long, qui force une diffusion complète et l'obtention d'une microbille homogène d'une teneur en Ag massique de 3 %. Par ailleurs, le recouvrement complet avec la barrière de Ni a produit une structure en forme de pilier résistante aux étapes d'assemblage. Cette structure de microbilles est avantageuse pour les applications d'assemblage à haute densité avec la réduction de son diamètre en comparaison avec un joint de brasure de forme sphérique, ce qui augmente l'espacement entre les joints et minimise les risques de court-circuit lors de l'assemblage. De plus, cette structure de joint présente un rapport de forme élevé ce qui est bénéfique pour un nettoyage propre

---

du décapant après assemblage ainsi que pour un écoulement fluide de la résine de sous-remplissage.

Les deux processus du maintien et de l'homogénéisation de la structure hétérogène sont rendus possibles grâce au revêtement en Ni. Ce dernier se compose de deux portions, une première portion horizontale servant de barrière et séparateur des deux brasures hétérogènes et une deuxième portion verticale qui maintient l'intégrité mécanique de celle horizontale. La portion verticale joue un rôle critique qui assure un maintien temporaire de la structure hétérogène tout au long des étapes d'assemblage et permet l'homogénéisation lorsque cette étape est requise. Ceci a été réalisé en exploitant sa désintégration continue lors des recuits de fusion et en tirant avantage de sa faible épaisseur en comparaison avec la portion de barrière horizontale. En tenant compte de l'importance de cette structure, il est primordial de prendre en considération le nombre exact de traitements thermiques lors de l'assemblage afin d'assurer sa robustesse jusqu'à l'étape de l'homogénéisation. Dans les perspectives de cette étude, le procédé d'électrodéposition séquentielle sera ajusté pour optimiser l'épaisseur de la portion verticale de la barrière. Bien que l'augmentation de son épaisseur pourrait être bénéfique pour une endurance élevée aux recuits multiples, elle pourrait aussi entraîner le besoin d'un recuit de fusion de durée encore plus longue pour assurer l'homogénéisation ce qui pourrait être mal adaptée pour des considérations de normes industrielles et de fiabilité de l'assemblage.

---

## 4.4 Article 3 :A Novel Chip-join Assembly Using Heterogeneous Sn-Ag Bumps

### 4.4.1 Abstract

In this paper, a flip-chip assembly using a heterogeneous solder bump structure is studied. The metallurgical and shape evolution, from bump fabrication through final assembly, are presented, characterized and discussed. Aiming for lower residual stress during flip-chip assembly, a sequentially plated bump is fabricated with the objective to ensure a ductile low Ag content solder proximate to the fragile chip back end of line (BEOL) layers while providing a separate solder portion with a high Ag content. Such a heterogeneous structure is enabled by the integration of a Ni cap barrier within the sequential plating process that serves to prevent Ag diffusion between the two distinct solder portions. The heterogeneous structure is shown to remain intact through the chip join operation, thereby proposing improved BEOL integrity during joint solidification. Further, the cap barrier induces a unique, pillar-like solder structure that provides the opportunity to optimize fine pitch assembly processes without the use of a stiff Cu-pillar layer. Finally, the cap barrier is shown to successfully break down using an additional reflow after underfill reinforcement and thus homogenize the structure into a high-Ag content solder in order to optimize electromigration resistance.

**Keywords :** Flip-chip assembly, Heterogeneous bump, Sequential Sn-Ag plating.

### 4.4.2 Introduction

Tin-Silver (Sn-Ag) alloy-based solders have become the de facto Pb-free alternative for flip-chip applications. Despite its comparable properties to traditional Sn-Pb [113, 131, 132], years of thorough and non-trivial study of this alloy have been necessary in order to see its adoption in a wide range of advanced packaging applications, consisting not only of traditional C4 bumps, but also micro-bumps and Cu pillars capped with Sn-Ag solder [113]. Nevertheless, continued scaling of chip interconnection pitches with a corresponding decrease in bump volume imposes further challenges, for example an increase in current density, thus the appearance of electromigration (EM) issues that may affect assembly reliability [133]. While partially mitigated by Cu pillars that reduce current crowding, the pillars introduce a stiffer region that can impart dangerous levels of stress to the fragile device back end of line (BEOL) regions [73, 134]. An alternative approach is to use Sn-Ag compositions with high Ag content, which has been demonstrated to improve bump EM resistance [72]. However, bump thermal fatigue can be adversely affected in alloys



where Ag content exceeds 1-2 *wt%* [135]. Moreover, high Ag content solder encourages the formation of large  $Ag_3Sn$  platelets that can deform the bump and increase the probability of solder bridging, particularly at finer pitches [101].

To address this issue, we previously proposed a heterogeneous bump structure that breaks the low-high Ag content paradigm [117]. A sequential plating-based process comprising a diffusion barrier enables a temporary low-Ag, ductile region proximal to the BEOL during critical process stages. Subsequent interconnection reflow steps would allow homogenization of the structure in order to have an evenly distributed high-Ag content solder and thereby optimize EM resistance. In our previous work, we have shown the feasibility of this approach with particular challenges in barrier integrity when targeting the higher solder volume and aspect ratios necessary for fine pitch assembly [117]. We were able to overcome these integrity issues by developing a more robust barrier that comprises a complete Ni capping of the first Sn layer [128]. This capping reduces Ag diffusion propensity, which ensures the heterogeneous structure after the reflow. The fabricated heterogeneous bump robustness to multiple reflows and homogenization capability were tested at the bump level [128].

In this paper, the improved bump is described and demonstrated in detail, including its unique capability of enabling a pillar-like bump shape that increases the aspect-ratio and reduces the assembly bridging risk without the use of a stiff Cu layer. Resultant bump metallurgical behavior is studied and characterized throughout the assembly process. In particular, structures and compositions after various appropriate reflow profiles are reviewed and discussed with respect to controlling the desired outcomes.

### 4.4.3 Experimental

#### Fabrication methods

##### *Process setup :*

In these experiments, 100 *mm* blank wafers of 550  $\mu m$  of thickness were used. A TiW-Cu seed-layer was sputtered onto a 500 *nm* thick thermally grown  $SiO_2$  layer. Next, a 75  $\mu m$  thick dry-film photoresist was laminated and patterned through a 180  $mJ/cm^2$  UV exposure and developed by a 1 % sodium carbonate solution, thereby creating the plating mask. Plating was effected by a sequential process to deposit the under-bump metallization (UBM) and the bump constituents. Commercial electrolytes of Cu, Ni, Sn, and Ag were used to create the desired bump structure in a lab-scale bench set-up. The reflow processes were achieved in an 8 zone  $N_2$  environment industrial furnace.

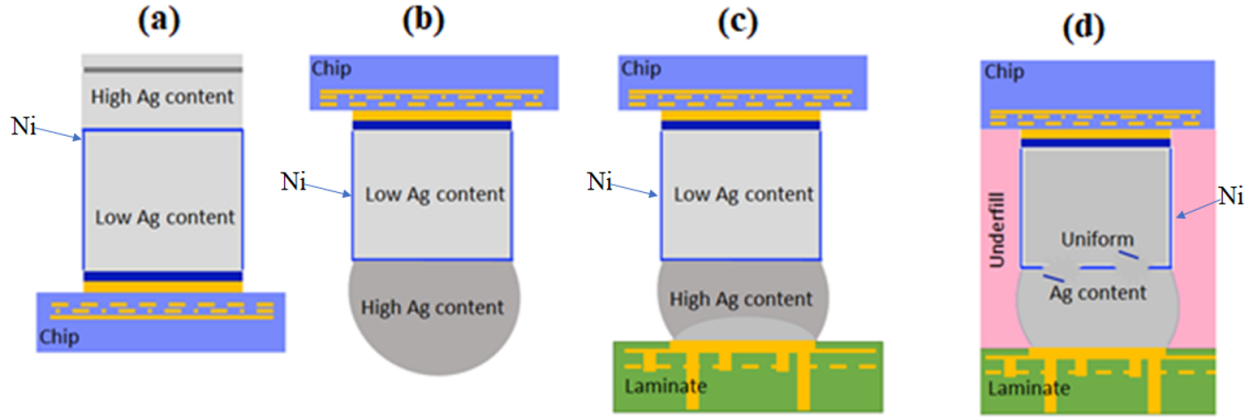


Figure 4.9 Heterogeneous bump structure (a) before reflow, (b) after reflow, (c) after chip-join and (d) after underfill and homogenization.

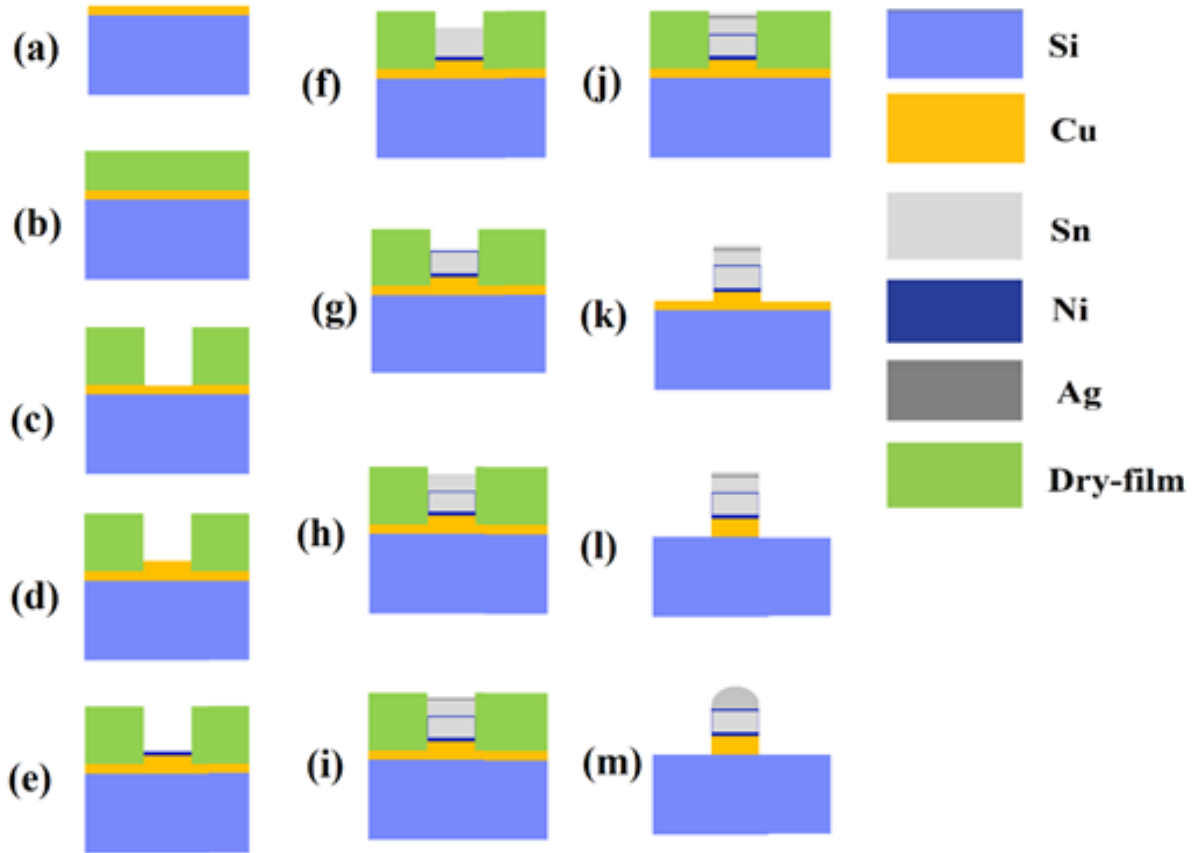


Figure 4.10 Bumping process flow, a) Seed-layer deposition, b) Dry-film photoresist lamination, c) Photolithography, d) UBM Cu plating, e) UBM Ni plating, f) First Sn layer plating, g) Ni barrier capping, h) Second Sn layer plating, i) Ag plating, j) Sn protective layer plating, k) Dry-film photoresist stripping, l) Seed-layer etching, m) Reflow process.

*Bumping process flow :*

In order to create a heterogeneous solder composition, the plating process was customized to produce a structure comprising a full Ni-cap diffusion barrier created by plating Ni on the top and side walls of the preceding plated Sn. This improved structure resolves the integrity issues of a planar barrier that were observed during the reflow of higher aspect-ratio bumps [117]. The overall structure including its desired evolution through assembly is depicted in figure 4.9 while the detailed bump fabrication process flow is presented in figure 4.10.

*Assembly process :*

The fabricated dies assembly on the organic substrates was accomplished by a manual pick and place tool followed by a standard 1 *min* dwell reflow chip-join. A capillary underfill has been applied manually at a temperature of 100°C on a hotplate followed by a curing bake of two hours at 150°C. Finally, the homogenization reflow step used a 4 *min* dwell duration in an N<sub>2</sub> environment furnace.

**Characterization methods***Cross-section preparation :*

Mechanical cross-sectional preparations were used to observe the bump before and after reflowing as well as after chip-join and underfill application. The samples were molded in epoxy resin, and polished using silicon carbide abrasive papers and then finished by an alumina-based slurry.

*SEM-EDS analysis :*

Scanning Electron Microscope (SEM) was used to observe the fabricated bumps before and after various reflow steps, including cross-sectional examination of assembly behavior after chip joining and underfill. X-ray energy dispersive spectroscopy (EDS) was used to map bump constituents and monitor solder metallurgy evolution during critical process stages.

**4.4.4 Results****Heterogeneous bump behavior**

We first investigated the progressive behavior of the unique bump structure, focusing on the ability of the Ni cap barrier to maintain its shape and prevent Ag diffusion between the two different solder portions. Figure 4.11a shows a SEM side view of the as-plated bump elements illustrating the different sequentially plated layers. Figure 4.11b is an EDS layered cross-sectional view that confirms a complete Ni capping of the first Sn layer.

---

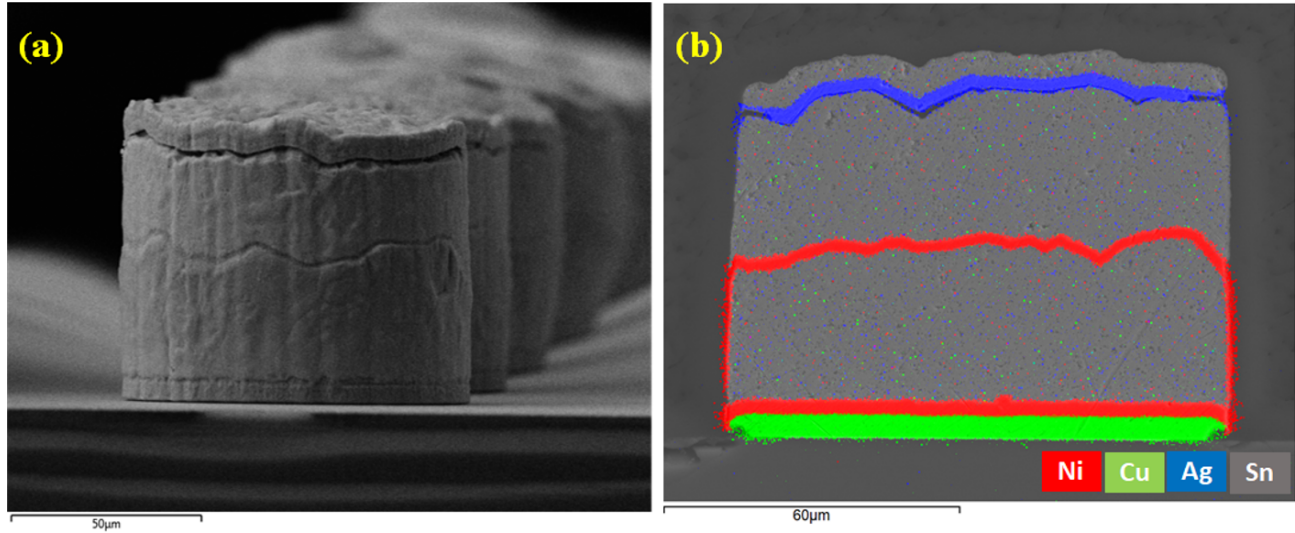


Figure 4.11 SEM-EDS layered image of the as-plated bump elements layers (a) side view and (b) cross-sectional view.

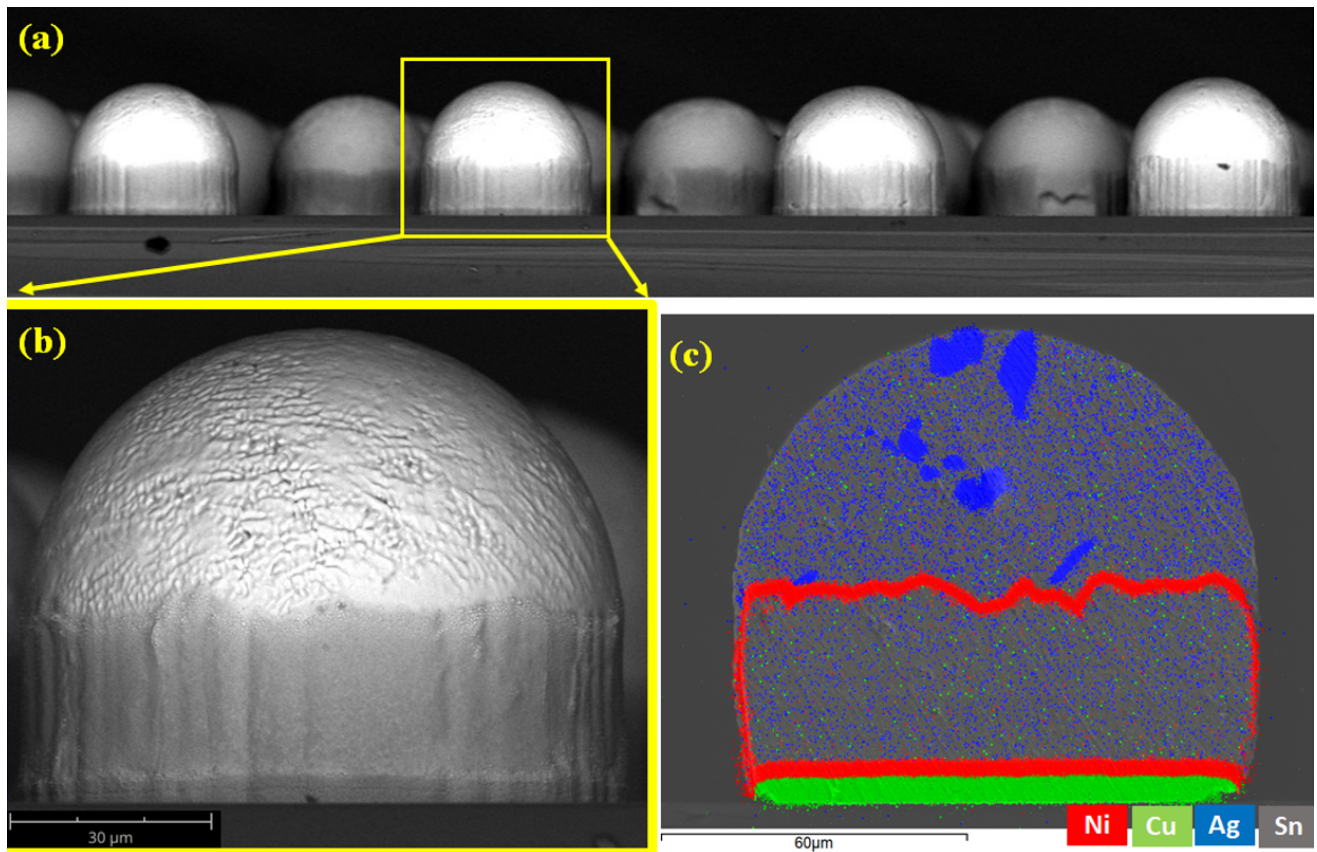


Figure 4.12 SEM-EDS observation of the heterogeneous bumps after reflow, (a) multiple bumps side view, (b) single bump side view, and (c) EDS layered cross-sectional view.

Next, bump shape and metallurgy were evaluated following the post-plating bump reflow. Figures 4.12a and 4.12b illustrate a side view after a 60 s dwell reflow. Of particular note is the different shape as compared to a conventional spherical bump. On the one hand, the upper Sn has formed the hemispherical shape typical of solder wetting onto a circular surface. However, the lower Sn portion has maintained its cylindrical shape, having been restrained by the solid Ni cap. This capping layer effectively prevented lateral expansion of the enveloped solder portion on the sides that is normally inherent to the melted solder surface tension during reflow, thus enabling a pillar-like shape with a higher bump aspect-ratio. Figure 4.12c is an EDS layered observation that confirms the role of the Ni cap in bump shape formation. Furthermore, it can be observed that the distinct compositions of the solder portions separated by the cap has been maintained. Specifically, the Ag layer has diffused only within the upper solder portion and has formed  $Ag_3Sn$  intermetallic compounds (IMC) during the solidification.

### Assembly behavior

Following the chip-join assembly step, the effects of wetting and reflow joining of the heterogeneous bumps onto the substrate Sn-Ag pads were evaluated using cross-sectional observations. The cross-sectioning was performed after underfill dispense and cure in order to preserve cross-sectional integrity. Figure 4.13 shows a cross-sectional SEM view of the resultant solder joint including EDS mappings. While the Ni cap horizontal portion has maintained its integrity, we observe the onset of sidewall dissolution into the solder resulting in the creation of  $Ni_3Sn_4$  IMCs. As these IMCs continue to grow into a crystal form, the sidewall portion loses its continuity as pure Ni, which may somewhat impact its integrity as a barrier. Nevertheless, the presence of these IMCs succeeded in maintaining the isolation of the adjacent solder regions. A high aspect ratio solder joint was therefore sustained after chip-join and Ag diffusion between the solder regions was prevented, as supported by the Ag mapping in figure 4.13. Additionally, the shapes of Ag concentration in figure 4.13 strongly suggest the presence of large  $Ag_3Sn$  grains within the high Ag solder portion of the barrier that appear to have preferentially formed near the Cu pad of the substrate.

As a final aspect of this study, the capability to homogenize the solder joints was evaluated. Since such homogenization would occur following the underfill process, the ability to enable Ag penetration through the Ni barrier under the physical constraints of the underfill layer was of particular concern. Additionally, reflow profiles would need to be representative of those occurring during subsequent assembly operations. As such, underfilled assemblies were subjected to a solder reflow simulating the BGA attach process, comprising a long dwell portion of 4 min. Figure 4.14 shows the resultant SEM cross-section and correspon-

---



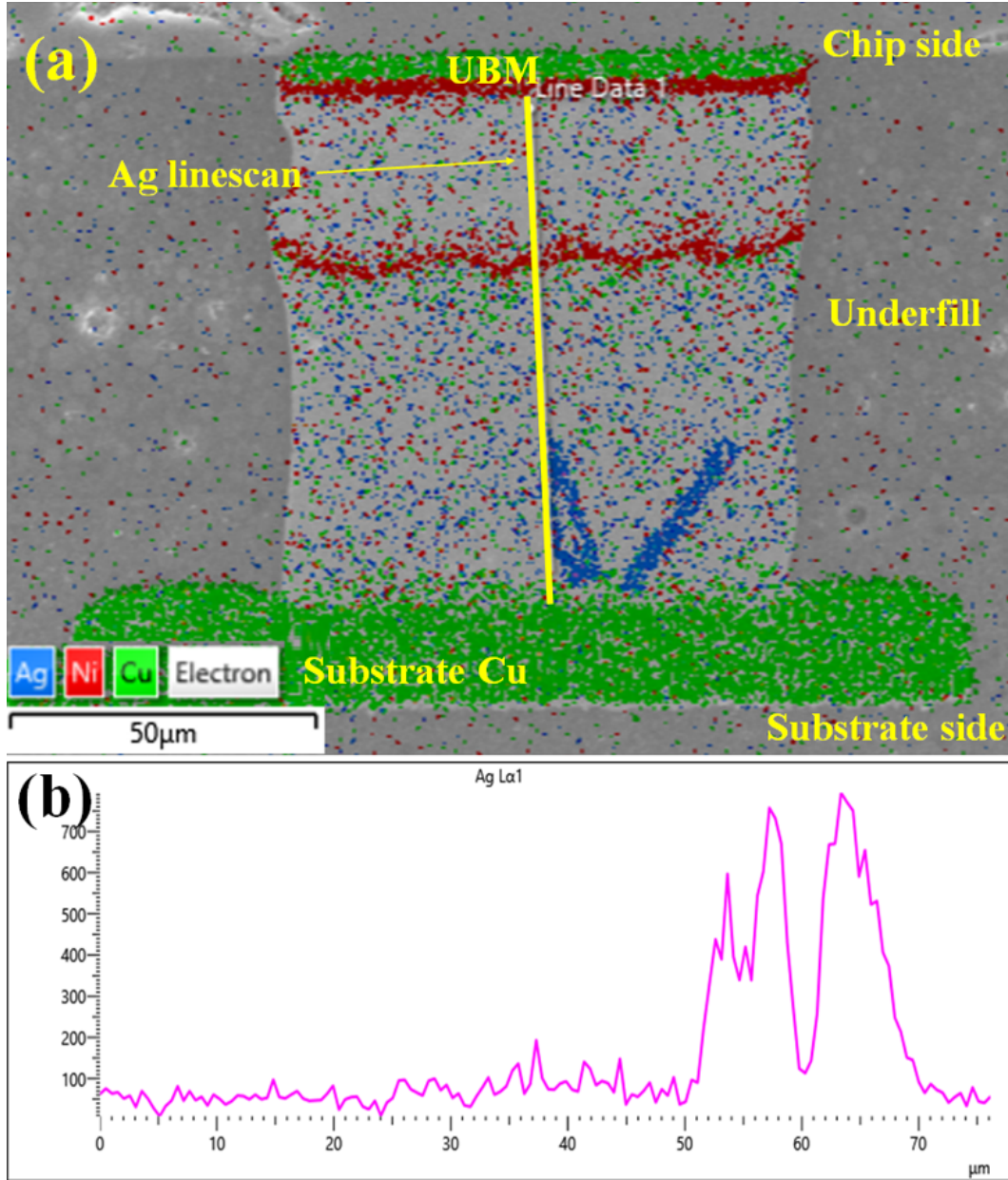


Figure 4.13 (a) SEM-EDS observation of the heterogeneous solder joint and (b) Ag linescan across the solder joint.

ding EDS mapping of the elements of interest. In contrast to the planar stability observed after chip join (Figure 4.13), a distinct tilting of the horizontal portion of the barrier is evident on the right side of the solder joint. This tilt could be linked to the further degradation of the vertical portion of the Ni barrier, which is notably more prevalent on the right side, thereby rendering the horizontal barrier more susceptible to stresses induced by the liquid solder surface tension. As a result, a leakage site has formed at the periphery of the horizontal portion and Ag homogenization during the liquid phase has occurred, the

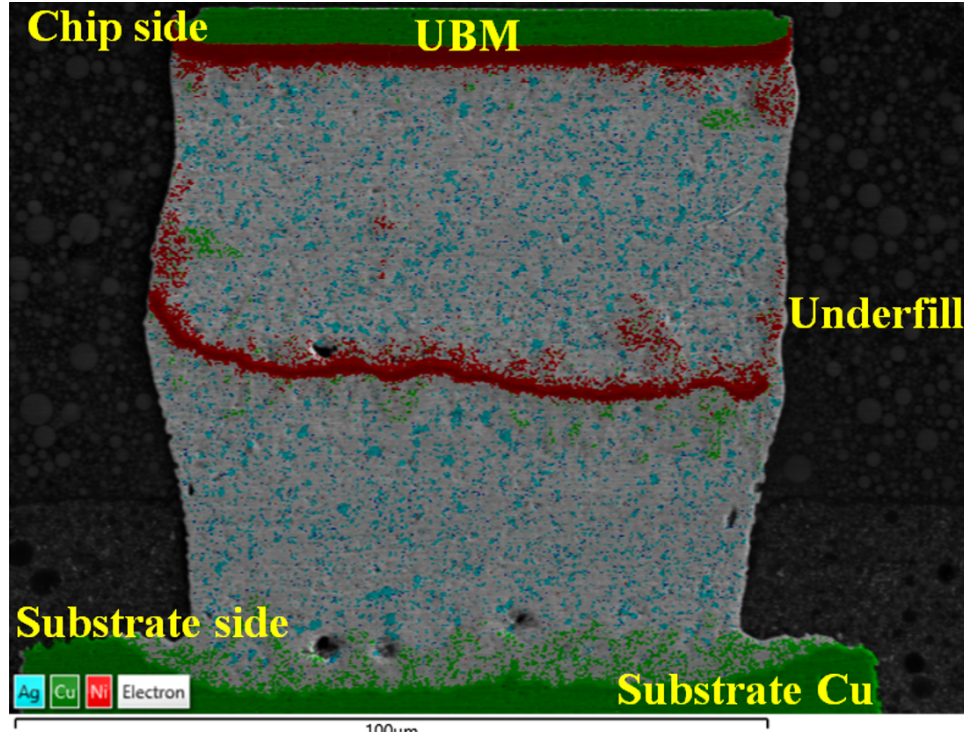


Figure 4.14 SEM-EDS observation of the homogenized solder joint.

latter being supported by the uniform distribution of Ag throughout the solder joint of Figure 4.14, most probably in the form of fine  $Ag_3Sn$  particles.

### Discussion

In this study, our objective was to investigate and understand the physical and metallurgical evolution of a heterogeneous solder structure that was intentionally created by exploiting a sequential plating approach. While other studies have used sequential plating as a cost effective means to immediately produce a homogeneous solder alloy bump [109], this and previous work by the authors represent a bump structure comprising both low Ag and high Ag compositions separated by a diffusion barrier. The sequential plating process not only enables the placement of such a barrier but also allows for further steps within the sequence to effectively produce a sidewall component to the barrier, thereby forming a continuous cap over the high Ag solder portion. As compared to previously reported planar barriers, this cap-like structure is more effective in preventing diffusion of the Ag into the low Ag solder portion, especially in the case of high aspect ratio bumps [128].

The results of this investigation show that the cap barrier effectively maintains the desired temporary heterogeneous structure through the chip-joining assembly step (Figure 4.13), thereby ensuring a low-Ag content solder near the fragile BEOL layers of the flip chip device. Lower Ag compositions, owing to their greater ductility [77, 136] have proven to be

more robust at avoiding the issue of cracking and delamination within these BEOL layers, commonly referred to as the white bump phenomenon [137]. This is especially critical during the chip-joining step where the high difference in coefficient of thermal expansion (CTE) between silicon device and the organic substrate impart significant levels of stress to regions proximal to the solder joints during the solidification stage of these joints.

Our metallurgical observations suggest the prevalent formation of  $Ag_3Sn$  intermetallic compounds, sometimes in the form of large grains, after relatively short dwell reflows. While such formations may be undesirable near the BEOL region of the device, owing to their inherently higher Young modulus [76], their size may allow the cap barrier to more efficiently prevent migration towards that same BEOL region, even as the sidewalls of the barrier begin to break down. Moreover, the tendency for these formations to concentrate near the Cu pads of the substrate is consistent with previous observations in the literature, where Cu acts as a  $Ag_3Sn$  nucleation site during solder solidification [100]. This action may further discourage migration of Ag IMCs towards the chip side.

The cap barrier has been shown, in this investigation, to have the added benefit of creating a pillar-like shape that remains intact through the chip-joining step. This is advantageous for bumps in fine pitch and high-density applications, as the effective diameter of the bump and its resultant solder joint will be lower as compared to a conventional spherical shape, thus increasing the spacing between bumps and reducing the risk of solder bridging during chip-joining. Moreover, the resultant joint height will be increased, thereby offering a higher chip to substrate stand-off which is beneficial for both the post chip-join flux cleaning operation and capillary underfill process step. For example, we can see that the joint in figure 4.13 has a diameter of about  $90\ \mu m$  and a stand-off height of about  $100\ \mu m$ , including the UBM portion. For an equivalent solder volume and UBM/pad diameters, the conventional spherical and unrestrained solder joint would have a diameter of  $120\ \mu m$  and a stand-off height of  $80\ \mu m$ .

The results clearly show that with each reflow, the Ni barrier progressively dissolves into the solder. Given the lower thickness of the sidewalls as compared to the horizontal portion, which is inherent to the method used to create the Ni cap, the appearance of leakage sites occur near the edges of the horizontal portion. Moreover, and despite the physical constraints of the underfill, the lack of sidewall integrity induces the horizontal portion of the barrier to tilt, thus further enabling Ag diffusion. Nevertheless, because the Ag is entrapped in the form of large  $Ag_3Sn$  IMC particles near the substrate, diffusion seems to be slower than in the case of free Ag atoms, thus providing a Ag content gradient for a period following the initial barrier breakdown. Of course, this delay is limited, as seen by



the use of an extended dwell reflow that provides sufficient time for the Ag to diffuse and form a homogeneous bump comprising the target high Ag composition. In this study, the sequential plating parameters targeted a 3 *wt%* Ag solder alloy as this specific alloy has been reported to demonstrate promising resistance to EM [136].

The aforementioned behavior of the Ni barrier demonstrates the importance in designing the sidewall thickness as a function of the assembly application. On the one hand, it must maintain its integrity until after the underfill step. On the other hand, it cannot be so robust as to inhibit homogenization during post underfill reflows. Future work will therefore focus on studying the process windows for sidewall thickness, including considerations to ensure reflow compatibility with both assembly and reliability requirements.

#### 4.4.5 Conclusion

This paper presents a first bumping process and resultant assembly that uses a sequentially plated heterogeneous solder structure and appropriate barrier cap to effectively isolate a high Ag and low Ag portion of the structure. The fabricated bumps were monitored before and after reflow featuring their shape and metallurgical evolution. The resultant bumps were used on an actual chip-join assembly that validated its capacity to maintain the low-Ag content solder near the BEOL during the critical step of solder joint solidification. This could reduce the stress-induced failure on these fragile interconnects. Additionally, the solder joints so formed were shown to benefit from the pillar-like effect of constraining the lower solder portion within the barrier cap. The higher aspect ratio, as compared to a traditional unrestrained solder joint, resulted in a higher chip to substrate stand-off, which could facilitate flux cleaning and underfill flow. Further, the resultant reduction in joint diameter enables a larger bump to bump gap which may reduce the bridging risk in high density, fine pitch applications. Finally, homogenization of the solder joint was demonstrated by using a post-underfill reflow profile to sufficiently break down the barrier cap structure, allowing a high Ag content structure throughout the joint for optimal electromigration resistance. Nevertheless, the barrier structure must be further studied and perhaps optimized in order to achieve a balanced cap structure that will maintain its integrity for robust isolation across a variable set of reflow conditions, yet effectively break down after the assembly underfill reinforcement under industry appropriate reflow conditions. Additionally, in order to validate the aforementioned mechanical benefits of this heterogeneous structure, further investigations are planned in the form of a shear-stress failure comparison study between heterogeneous and homogeneous bumps.

---

## Acknowledgment

The Authors would like to thank M. Turgeon and C. Fortin for their guidance, expertise and support in the metallurgical characterization. We are also grateful to S. Gutierrez and C. Bertrand (CCM- Faculté de génie, Université de Sherbrooke) for their support in EDS analysis.

---

# CHAPITRE 5

## CONCLUSION ET PERSPECTIVES

### 5.1 Synthèse générale

Avec une mise à l'échelle de l'intégration des dispositifs qui atteint ses limites et devient de moins en moins rentable, il est entendu par les différents acteurs de l'industrie du semiconducteur que la valeur ajoutée en coût, performance et fonctionnalité réside dans l'innovation à l'échelle de l'assemblage. Cette nouvelle réalité a amené une synergie du domaine qui a abouti à l'apparition de nouveaux concepts d'intégration hétérogènes visant l'encapsulation des systèmes fonctionnels de hautes performances en un seul boîtier. Avec leur rôle indispensable au cœur des assemblages microélectroniques, les microbilles de brasures répondent aux besoins d'interconnexions à haute densité, mais aussi présentent quelques défis à surmonter afin d'aboutir à un système de meilleure fiabilité.

Cette thèse a visé le développement d'un procédé de fabrication des microbilles de brasure à faible coût. L'approche proposée consiste à empiler par électrodéposition séquentielle des couches de Sn et Ag pures au lieu d'une couche d'alliage. Cette approche bénéficie d'un faible coût d'acquisition des électrolytes des éléments purs ainsi que de leur simplicité de maintenance pour optimiser davantage la rentabilité du procédé de fabrication des microbilles. En plus de son faible coût, l'approche de fabrication des microbilles par électrodéposition séquentielle a amené une flexibilité métallurgique permettant l'optimisation d'un des paradigmes majeurs de l'interaction entre la puce et le boîtier à travers l'ajustement des performances thermomécaniques des microbilles et leur résistance à l'électromigration.

Les travaux effectués dans le cadre de cette thèse ont exploré les axes d'intérêt qui sont : l'évaluation du procédé d'électrodéposition séquentielle comme méthode de fabrication de microbilles de brasure et ensuite l'exploitation de ce procédé avec un objectif d'amélioration des caractéristiques des microbilles pour une meilleure intégrité et fiabilité des assemblages de puces renversées. Les résultats obtenus sur ces deux axes peuvent être synthétisés par les points suivants :

#### ***i* – Développement d'un procédé de fabrication des microbilles à faible coût.**

Cet axe a constitué la base de nos travaux. Une étude et développement des différentes étapes de fabrication ont été réalisés pour l'élaboration des microbilles de 90  $\mu\text{m}$  de diamètre et 180  $\mu\text{m}$  de pas. L'étude des microbilles de différentes teneurs en Ag sur plusieurs

structures d'*UBM* a démontré que l'électrodéposition séquentielle est métallurgiquement équivalente au procédé conventionnel par électrodéposition en alliage. Cependant, l'approche séquentielle est meilleure en matière de flexibilité et coût de fabrication. Ces travaux constituent une contribution technologique à la fabrication des microbilles en proposant une alternative économique et plus simple que la technique de fabrication conventionnelle.

**ii– Contrôle local de la métallurgie des microbilles.**

En plus du faible coût du procédé d'électrodéposition séquentielle, le contrôle local de la métallurgie des microbilles est un élément innovant qu'on a exploré dans un but d'amélioration de la fiabilité des assemblages avec brasage des puces renversées. Deux types de barrières ont été développées pour une isolation temporaire entre deux portions de brasures avec teneurs en Ag différentes. Une barrière planaire a montré des limitations en matière d'efficacité d'isolation pour des rapports de forme élevés contrairement à une barrière avec revêtement complet dont l'efficacité est meilleure pour des rapports de forme dépassant 1-1 et viennent avec une forme unique en pilier dont les bénéfices sont multiples. Un assemblage de puces renversées utilisant ces microbilles hétérogènes a été réalisé en démontrant les bénéfices multiples en matière de géométries et métallurgie des joints de brasure. Les résultats obtenus contribuent au développement de cet axe technologique en proposant une structure de microbille innovante. Cette structure promet une amélioration éventuelle de la fiabilité des assemblages de puces renversées. Également, ces résultats encourageants ouvrent la porte à d'autres applications tels que des micro-piliers en Sn et une structure de *UBM* ductile.

## 5.2 Perspectives proposées

L'ensemble des résultats réalisés dans le cadre de ces travaux de recherche ouvre plusieurs perspectives visant l'amélioration de la fiabilité des assemblages microélectroniques. Ces perspectives peuvent être résumées dans les axes suivants :

**i– Étude d'impact de la métallurgie optimisée des microbilles sur des puces réelles.**

Une étude d'impact mécanique et thermomécanique de la structure des microbilles hétérogène est l'un des premiers axes à examiner. Dans une première étape, des tests de cisaillement peuvent révéler la nature de défaillance et ainsi valider le comportement ductile de la brasure à faible teneur en Ag. À long terme, une étude thermomécanique complète est requise utilisant des microbilles hétérogènes sur des puces réelles. Une telle étude pourra mettre en évidence l'avantage d'avoir une telle brasure à base de Sn pur à proximité des couches du *BEOL* lors de l'assemblage.

*ii*– **Étude de la fiabilité.**

Tenant en compte l'aspect industriel de ce projet, une évaluation de la fiabilité est primordiale pour justifier les points suivants :

- ) valider que le procédé séquentiel de fabrication des microbilles de brasure ne présente pas de faiblesse en matière robustesse de l'assemblage en comparaison avec le procédé conventionnel par électrodéposition d'alliage.
- ) Accélérer l'apparition des faiblesses de la structure incluant la barrière avec une mise sous différentes contraintes avant de procéder avec un transfert technologique.

*iii*– **Étude de l'impact de la barrière sur l'électromigration.**

Un point à explorer dans les travaux subséquents à cette thèse est l'influence d'une barrière horizontale en plein milieu de la microbille sur la résistance à l'électromigration. Ce nouveau facteur vient altérer le comportement typique de la microbille en électromigration en deux axes. D'un côté, la barrière représente un site intermédiaire qui ralentit la diffusion entre les deux extrémités de la microbille. En plus, elle divise la structure de la microbille en deux portions distinctes de hauteurs/longueurs faibles, ceci peut bénéficier de l'effet «*Blech*» qui déclare que la réduction de la longueur d'une interconnexion entraîne un retard de l'électromigration. D'un autre côté, la barrière peut constituer un site de création des cavités à la suite de la diffusion vers l'une des extrémités selon le flux de courant. Une étude détaillée de l'électromigration est donc nécessaire pour examiner si la structure de la microbille avec une barrière a une influence majeure sur la résistance à l'électromigration.



# LISTE DES RÉFÉRENCES

- [1] Rao R Tummala et al. *Fundamentals of microsystems packaging*. McGraw-Hill New York, 2001.
- [2] Yan Li and Deepak Goyal. *3D microelectronic packaging : from fundamentals to applications*, volume 57. Springer, 2017.
- [3] Rao R Tummala. Packaging : past, present and future. In *2005 6th International Conference on Electronic Packaging Technology*, pages 3–7. IEEE, 2005.
- [4] Rao R Tummala. Moore’s law meets its match (system-on-package). *IEEE Spectrum*, 43(6) :44–49, 2006.
- [5] Bruce McWilliams and J Demmin. Technical issues with multichip module packaging. In *[Proceedings] NTC-92 : National Telesystems Conference*, pages 9–17. IEEE, 1992.
- [6] Jie Lin, Shikai Zhu, Zhiyi Yu, Dongjun Xu, PD Sai Manoj, and Hao Yu. A scalable and reconfigurable 2.5 d integrated multicore processor on silicon interposer. In *2015 IEEE Custom Integrated Circuits Conference (CICC)*, pages 1–4. IEEE, 2015.
- [7] Haiyan Liu, Feng Jiang, Kai Xue, Daquan Yu, and Xiaoyang Liu. Assembly process development of 2.5 d integration for high performance processor. In *2015 16th International Conference on Electronic Packaging Technology (ICEPT)*, pages 161–163. IEEE, 2015.
- [8] Chien-Fu Tseng, Chung-Shi Liu, Chi-Hsi Wu, and Douglas Yu. Info (wafer level integrated fan-out) technology. In *2016 IEEE 66th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, pages 1–6. IEEE, 2016.
- [9] WonMyoung Ki, WonGeoL Lee, InSu MoK, IlBok Lee, WonChul Do, Moh Kolbeh-dari, Alex Copia, Suresh Jayaraman, Curtis Zwenger, and KangWook Lee. Chip stackable, ultra-thin, high-flexibility 3d fowlp (3d swift® technology) for hetero-integrated advanced 3d wl-sip. In *2018 IEEE 68th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, pages 580–586. IEEE, 2018.
- [10] Flynn Carson and Young-Cheol Kim. The development of a novel stacked package : Package in package. In *IEEE/CPMT/SEMI 29th International Electronics Manufacturing Technology Symposium (IEEE Cat. No. 04CH37585)*, pages 91–96. IEEE, 2004.
- [11] K-F Becker, Erik Jung, Andreas Ostmann, Tanja Braun, Alexander Neumann, Rolf Aschenbrenner, and Herbert Reichl. Stackable system-on-packages with integrated components. *IEEE Transactions on Advanced Packaging*, 27(2) :268–277, 2004.
- [12] Rozalia Beica. Enabling information age through advanced packaging technologies and electronic materials. In *2018 Pan Pacific Microelectronics Symposium (Pan*

- Pacific*), pages 1–5. IEEE, 2018.
- [13] C Venkataiah, K Satya Prasad, and T Jaya Chandra Prasad. Effect of interconnect parasitic variations on circuit performance parameters. In *2016 International Conference on Communication and Electronics Systems (ICCES)*, pages 1–4. IEEE, 2016.
  - [14] Subramanian S Iyer and Adeel Ahmad Bajwa. Reliability challenges in advance packaging. In *2018 IEEE International Reliability Physics Symposium (IRPS)*, pages 4D–5. IEEE, 2018.
  - [15] Chet Palesko, Amy Palesko, and E Jan Vardaman. Cost and yield analysis of multi-die packaging using 2.5 d technology compared to fan-out wafer level packaging. In *Proceedings of the 5th Electronics System-integration Technology Conference (ESTC)*, pages 1–5. IEEE, 2014.
  - [16] Seung Wook Yoon, Patrick Tang, Roger Emigh, Yaojian Lin, Pandi C Marimuthu, and Raj Pendse. Fanout flipchip ewlb (embedded wafer level ball grid array) technology as 2.5 d packaging solutions. In *2013 IEEE 63rd Electronic Components and Technology Conference*, pages 1855–1860. IEEE, 2013.
  - [17] Ho-Ming Tong, Yi-Shao Lai, and CP Wong. *Advanced flip chip packaging*, volume 142. Springer, 2013.
  - [18] Xuefeng Zhang, Yiwei Wang, Jang-Hi Im, and Paul S Ho. Chip-package interaction and reliability improvement by structure optimization for ultralow- $k$  interconnects in flip-chip packages. *IEEE Transactions on Device and Materials Reliability*, 12(2) :462–469, 2012.
  - [19] Henning Hübner, Christian Ohde, and Dirk Ruess. Upscaling panel size for cu plating on foplp (fan out panel level packaging) applications to reduce manufacturing cost. In *International Symposium on Microelectronics*, volume 2018, pages 000037–000042. International Microelectronics Assembly and Packaging Society, 2018.
  - [20] Takashi Hisada, Toyohiro Aoki, Keishi Okamoto, Shinichi Harada, John C Malinowski, Keith F Beckham, Thomas M Shaw, Xiao H Liu, and Brian W Herbst. Fine pitch wirebonds on ultra low- $k$  device. *Transactions of The Japan Institute of Electronics Packaging*, 4(1) :17–23, 2011.
  - [21] Peter Elenius and Lee Levine. Comparing flip-chip and wire-bond interconnection technologies. *Chip Scale Review*, 4(6), 2000.
  - [22] Keith DeHaven and Joel Dietz. Controlled collapse chip connection (c4)-an enabling technology. In *1994 Proceedings. 44th Electronic Components and Technology Conference*, pages 1–6. IEEE, 1994.
  - [23] William D Brown. Introduction and overview of microelectronics packaging. 1999.
  - [24] QK Tong. Underfill adhesive materials for flip chip applications. In *Advanced Adhesives in electronics*, pages 137–154. Elsevier, 2011.
-



- 
- [25] William Greig. *Integrated circuit packaging, assembly and interconnections*. Springer Science & Business Media, 2007.
- [26] IEEE Electronic Packaging Society. Chapter 8 : Single chip and multi-chip integration, heterogeneous integration roadmap, version 1.0. In [*Available : <https://eps.ieee.org/technology/heterogeneous-integration-roadmap.html>*]. IEEE, 2019.
- [27] Hsiao-Yun Chen, Min-Feng Ku, and Chih Chen. Effect of under-bump-metallization structure on electromigration of sn-ag solder joints. *Advances in Materials Research*, 1(1) :83–92, 2012.
- [28] Mohd Khairuddin Md Arshad, Uda Hashim, and Muzamir Isa. Under bump metallurgy (ubm)-a technology review for flip chip packaging. *International Journal of Mechanical and Materials Engineering (IJMME)*, 2(1) :48–54, 2007.
- [29] Robert Kay and Marc Desmulliez. A review of stencil printing for microelectronic packaging. *Soldering & Surface Mount Technology*, 2012.
- [30] Jianbiao Pan, Gregory L Tonkay, Robert H Storer, Ronald M Sallade, and David J Leandri. Critical variables of solder paste stencil printing for micro-bga and fine-pitch qfp. *IEEE Transactions on Electronics Packaging Manufacturing*, 27(2) :125–132, 2004.
- [31] Bing Dang, Da-Yuan Shih, Stephen Buchwalter, Cornelia Tsang, Chirag Patel, John Knickerbocker, Peter Gruber, Sarah Knickerbocker, John Garant, Krystyna Semkow, et al. 50 $\mu$ m pitch pb-free micro-bumps by c4np technology. In *2008 58th Electronic Components and Technology Conference*, pages 1505–1510. IEEE, 2008.
- [32] Eric Laine, Klaus Ruhmer, Eric Perfecto, Hai Longworth, and David Hawken. Lead free solder bump manufacturing with ibm’s c4np process. In *Conference on High Density Microsystem Design and Packaging and Component Failure Analysis, 2006. HDP’06.*, pages 292–297. IEEE, 2006.
- [33] Eric Laine, Klaus Ruhmer, Eric Perfecto, Hai Longworth, and David Hawken. C4np as a high-volume manufacturing method for fine-pitch and lead-free flipchip solder bumping. In *2006 1st Electronic Systemintegration Technology Conference*, volume 1, pages 518–524. IEEE, 2006.
- [34] Modern Electroplating. Electrochemical society series, edited by m. schlesinger, m. paunovic, 2010.
- [35] Helen H Lou and Yinlun Huang. Electroplating. In *Encyclopedia of Chemical Processing (Online)*, pages 839–848. CRC Press, 2005.
- [36] Aleksandar Radisic, Alan C West, and Peter C Searson. Influence of additives on nucleation and growth of copper on n-si (111) from acidic sulfate solutions. *Journal of the Electrochemical Society*, 149(2) :C94, 2001.
-

- 
- [37] Aleksandar Radisic, John G Long, Peter M Hoffmann, and Peter C Searson. Nucleation and growth of copper on tin from pyrophosphate solution. *Journal of the Electrochemical Society*, 148(1) :C41, 2001.
- [38] JA Venables and GDT Spiller. Nucleation and growth of thin films. In *Surface Mobilities on Solid Materials*, pages 341–404. Springer, 1983.
- [39] Lian Guo and Peter C Searson. On the influence of the nucleation overpotential on island growth in electrodeposition. *Electrochimica Acta*, 55(13) :4086–4091, 2010.
- [40] Allison Butts and Vittorio De Nora. Structure and grain size of electrodeposited copper. *Transactions of the Electrochemical Society*, 79(1) :163, 1941.
- [41] Adel MA Mohamed and Teresa Golden Golden. *Electrodeposition of Composite Materials*. BoD–Books on Demand, 2016.
- [42] A Sharma, YJ Jang, and JP Jung. Effect of current density on morphology of electroplated tin. *Surface Engineering*, 31(6) :458–464, 2015.
- [43] Ashutosh Sharma, Sumit Bhattacharya, Siddhartha Das, and Karabi Das. Influence of current density on surface morphology and properties of pulse plated tin films from citrate electrolyte. *Applied surface science*, 290 :373–380, 2014.
- [44] Liu Yang, Tanya Atanasova, Aleksandar Radisic, Johan Deconinck, Alan C West, and Philippe Vereecken. Wafer-scale cu plating uniformity on thin cu seed layers. *Electrochimica Acta*, 104 :242–248, 2013.
- [45] Jeong-Won Yoon, Sang-Won Kim, and Seung-Boo Jung. Effect of reflow time on interfacial reaction and shear strength of sn–0.7 cu solder/cu and electroless ni–p bga joints. *Journal of alloys and compounds*, 385(1-2) :192–198, 2004.
- [46] Peter Biocca. Lead-free smt soldering defects how to prevent them. *Global SMT and Packaging, Lead-Free Resource Guide*, pages 11–14, 2005.
- [47] Ning-Cheng Lee. *Reflow soldering processes*. 2001.
- [48] AllenJ Bard. *Standard potentials in aqueous solution*. New York : M.Dekker, 1985.
- [49] JY Kim, Jin Yu, JH Lee, and TY Lee. The effects of electroplating parameters on the composition and morphology of sn-ag solder. *Journal of electronic materials*, 33(12) :1459–1464, 2004.
- [50] Jens Lienig and Matthias Thiele. *Fundamentals of Electromigration-Aware Integrated Circuit Design*. Springer, 2018.
- [51] C.A. Volkert. Electromigration. *Encyclopedia of Materials : Science and Technology*, pages pp. 2548–2556, 2001.
- [52] H.B. Huntington and A.R. Grone. Current-induced marker motion in gold wires. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 20(1) :76 – 87, 1961.
-

- 
- [53] I. A. Blech. Electromigration in thin aluminum films on titanium nitride. *Journal of Applied Physics*, 47 :pp. 1203–1208, 1976.
- [54] Minhua Lu, Da-Yuan Shih, Paul Lauro, and Charles Goldsmith. Blech effect in pb-free flip chip solder joint. *Applied Physics Letters*, 94(1) :011912, 2009.
- [55] L Arnaud, T Berger, and G Reimbold. Evidence of grain-boundary versus interface diffusion in electromigration experiments in copper damascene interconnects. *Journal of Applied Physics*, 93(1) :192–204, 2003.
- [56] King-Ning Tu. Recent advances on electromigration in very-large-scale-integration of interconnects. *Journal of applied physics*, 94(9) :5451–5473, 2003.
- [57] Hiroyuki Tanaka, Lang Feng Qun, Osamu Munekata, Toshihiko Taguchi, and Toshio Narita. Elastic properties of sn-based pb-free solder alloys determined by ultrasonic pulse echo method. *Materials transactions*, 46(6) :1271–1273, 2005.
- [58] Shengde Zhang, Masao Sakane, Takeshi Nagasawa, and Kaoru Kobayashi. Mechanical properties of copper thin films used in electronic devices. *Procedia Engineering*, 10 :1497–1502, 2011.
- [59] QT Huynh, CY Liu, Chih Chen, and King-Ning Tu. Electromigration in eutectic snpb solder lines. *Journal of applied physics*, 89(8) :4332–4335, 2001.
- [60] KL Lee, CK Hu, and King-Ning Tu. In situ scanning electron microscope comparison studies on electromigration of cu and cu (sn) alloys for advanced chip interconnects. *Journal of applied physics*, 78(7) :4428–4437, 1995.
- [61] King-Ning Tu. Electromigration in stressed thin films. *Physical Review B*, 45(3) :1409, 1992.
- [62] M Kamal and El Said Gouda. Study of structural changes and properties of some sn-ag lead-free solder alloys. *The European Physical Journal Applied Physics*, 40(2) :203–205, 2007.
- [63] Hsiao-Yun Chen, Chih Chen, et al. Measurement of electromigration activation energy in eutectic snpb and snag flip-chip solder joints with cu and ni under-bump metallization. *Journal of Materials Research*, 25(9) :1847–1853, 2010.
- [64] DC Yeh and HB Huntington. Extreme fast-diffusion system : Nickel in single-crystal tin. *Physical review letters*, 53(15) :1469, 1984.
- [65] T Laurila, V\_ Vuorinen, and JK Kivilahti. Interfacial reactions between lead-free solders and common base materials. *Materials Science and Engineering : R : Reports*, 49(1-2) :1–60, 2005.
- [66] H Gan and King-Ning Tu. Polarity effect of electromigration on kinetics of inter-metallic compound formation in pb-free solder v-groove samples. *Journal of applied physics*, 97(6) :063514, 2005.
-

- 
- [67] Rong An, Yanhong Tian, Rui Zhang, and Chunqing Wang. Electromigration-induced intermetallic growth and voids formation in symmetrical cu/sn/cu and cu/intermetallic compounds (imcs)/cu joints. *Journal of Materials Science : Materials in Electronics*, 26(5) :2674–2681, 2015.
  - [68] Ming-Hwa R Jen, Lee-Cheng Liu, and Yi-Shao Lai. Modeling of electromigration on void propagation at the interface between under bump metallization and intermetallic compound in flip-chip ball grid array solder joints. *Journal of Applied Physics*, 107(9) :093526, 2010.
  - [69] YH Lin, YC Hu, CM Tsai, CR Kao, and King-Ning Tu. In situ observation of the void formation-and-propagation mechanism in solder joints under current-stressing. *Acta materialia*, 53(7) :2029–2035, 2005.
  - [70] Wang Lei, Wu Fengshun, Wu Yiping, and Zhang Jinsong. The effect of current crowding on electromigration in lead-free flip chip bump interconnect. In *Proceedings of the Sixth IEEE CPMT Conference on High Density Microsystem Design and Packaging and Component Failure Analysis (HDP'04)*, pages 224–226. IEEE, 2004.
  - [71] Everett CC Yeh, WJ Choi, King-Ning Tu, Peter Elenius, and Haluk Balkan. Current-crowding-induced electromigration failure in flip chip solder joints. *Applied physics letters*, 80(4) :580–582, 2002.
  - [72] Sang-Su Ha, Hyunsuk Chun, Hyun-Jun Choi, Bo-In Noh, and J Park. Effects of ag content on electromigration of sn-ag solder bumps in c4 package. In *2012 IEEE International Integrated Reliability Workshop Final Report*, pages 132–135. IEEE, 2012.
  - [73] Rajesh Katkar, Michael Huynh, and Laura Mirkarimi. Reliability of cu pillar on substrate interconnects in high performance flip chip packages. In *2011 IEEE 61st Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, pages 965–970. IEEE, 2011.
  - [74] Hui-Cai Ma, Jing-Dong Guo, Jian-Qiang Chen, Di Wu, Zhi-Quan Liu, Qing-Sheng Zhu, Jian Ku Shang, Li Zhang, and Hong-Yan Guo. Reliability and failure mechanism of copper pillar joints under current stressing. *Journal of Materials Science : Materials in Electronics*, 26(10) :7690–7697, 2015.
  - [75] Riet Labie, Wouter Ruythooren, Kris Baert, Eric Beyne, and Bart Swinnen. Resistance to electromigration of purely intermetallic micro-bump interconnections for 3d-device stacking. In *2008 International Interconnect Technology Conference*, pages 19–21. IEEE, 2008.
  - [76] X Deng, M\_ Koopman, Nikhilesh Chawla, and KK Chawla. Young's modulus of (cu, ag)–sn intermetallics measured by nanoindentation. *Materials Science and Engineering : A*, 364(1-2) :240–243, 2004.
  - [77] J Keller, D Baither, U Wilke, and G Schmitz. Mechanical properties of pb-free snag solder joints. *Acta Materialia*, 59(7) :2731–2741, 2011.
-

- 
- [78] Katsuyuki Sakuma, Kurt Smith, Krishna Tunga, Eric Perfecto, Thomas Wassick, Frank Pompeo, and Jae-Woong Nah. Differential heating/cooling chip joining method to prevent chip package interaction issue in large die with ultra low-k technology. In *2012 IEEE 62nd Electronic Components and Technology Conference*, pages 430–435. IEEE, 2012.
- [79] Seok Won Lee, Byoung Wook Jang, Jong Kook Kim, Yoon Ha Jung, Young Bae Kim, Ho Geon Song, Sa Yoon Kang, Young Min Kang, Sang Man Lee, Ki Chul Park, et al. A study on the chip-package-interaction for advanced devices with ultra low-k dielectric. In *2012 IEEE 62nd Electronic Components and Technology Conference*, pages 1613–1617. IEEE, 2012.
- [80] Junhui Li, Yuexin Zhang, Haoliang Zhang, Zhuo Chen, Can Zhou, Xiaohe Liu, and Wenhui Zhu. The thermal cycling reliability of copper pillar solder bump in flip chip via thermal compression bonding. *Microelectronics Reliability*, 104 :113543, 2020.
- [81] Wenhui Zhu, Lei Shi, Liulu Jiang, and Hu He. Effect of intermetallic compound thickness on mechanical fatigue properties of copper pillar micro-bumps. *Microelectronics Reliability*, 111 :113723, 2020.
- [82] Ahmer Syed, Tae-Seong Kim, Se-Woong Cha, Joan Scanlon, and Chang-Gyun Ryu. Effect of pb free alloy composition on drop/impact reliability of 0.4, 0.5 & 0.8 mm pitch chip scale packages with niau pad finish. In *2007 Proceedings 57th Electronic Components and Technology Conference*, pages 951–956. IEEE, 2007.
- [83] Hyunchul Kim, Mu Zhang, Chetan M Kumar, Daewoong Suh, Pilin Liu, Dongwook Kim, Mayue Xie, and Zhiyong Wang. Improved drop reliability performance with lead free solders of low ag content and their failure modes. In *2007 Proceedings 57th Electronic Components and Technology Conference*, pages 962–967. IEEE, 2007.
- [84] Morimasa Tanimoto, Hitoshi Tanaka, Satoshi Suzuki, and Akira Matsuda. Pb-free plating for electronic components. *FURUKAWA REVIEW*, 19 :91–96, 2000.
- [85] Richard J Coyle, Keith Sweatman, and Babak Arfaei. Thermal fatigue evaluation of pb-free solder joints : results, lessons learned, and future trends. *Jom*, 67(10) :2394–2415, 2015.
- [86] Heather McCormick, Polina Snugovsky, Craig Hamilton, Zohreh Bagheri, and Simin Bagheri. The great sac debate : comparing the reliability of sac305 and sac405 solders in a variety of applications. In *SMTA Pan Pacific Symposium*. Citeseer, 2007.
- [87] Karl Seelig and David Suraski. A comparison of tin-silver-copper lead-free solder alloys. *Retrieved March*, 9 :2008, 2003.
- [88] Zaheed S Karim and Jim Martin. Lead-free solder bump technologies for flip-chip packaging applications. In *SPIE proceedings series*, pages 581–587, 2001.
- [89] ML Huang, Fan Yang, Ning Zhao, and YC Yang. Synchrotron radiation real-time in situ study on dissolution and precipitation of ag3sn plates in sub-50  $\mu\text{m}$  sn–ag–cu solder bumps. *Journal of Alloys and Compounds*, 602 :281–284, 2014.
-

- 
- [90] Ranjit Pandher and Tom Lawlor. Effect of silver in common lead-free alloys. In *Proceedings of the International Conference on Soldering and Reliability*, pages 1–14, 2009.
  - [91] FX Che, Edith Candy Poh, WH Zhu, and BS Xiong. Ag content effect on mechanical properties of sn-xag-0.5 cu solders. In *2007 9th Electronics Packaging Technology Conference*, pages 713–718. IEEE, 2007.
  - [92] ZOLTÁN GÁCSI. Effect of silver content on the properties of lead-free solders. *Materials Science and Engineering*, 39(2) :51–58, 2014.
  - [93] Sung K Kang, Won Kyoung Clloi, Da-Yuan Shih, Donald W Henderson, T Gossefin, A Sarkiel, Charles Goldsmith, and KJ Punlitz. Formation of agsn plates in sn-ag-cu alloys and optimization of their alloy composition. In *53rd Electronic Components and Technology Conference, 2003. Proceedings.*, pages 64–70. IEEE, 2003.
  - [94] Se-Young Jang, Juergen Wolf, Woon-Seong Kwon, Kyung-Wook Paik, et al. Ubm (under bump metallization) study for pb-free electroplating bumping : Interface reaction and electromigration. In *52nd Electronic Components and Technology Conference*, pages 1213–1220. IEEE, 2002.
  - [95] Jong-Kai Lin, Ananda De Silva, Darrel Frear, Yifan Guo, Scott Hayes, Jin-Wook Jang, Li Li, Dianne Mitchell, Betty Yeung, and Charles Zhang. Characterization of lead-free solders and under bump metallurgies for flip-chip package. *IEEE Transactions on Electronics Packaging Manufacturing*, 25(4) :300–307, 2002.
  - [96] Hwa-Teng Lee, Yin-Fa Chen, Ting-Fu Hong, and Ku-Ta Shih. Effect of cooling rate on ag 3 sn formation in sn-ag based lead-free solder. In *2009 11th Electronics Packaging Technology Conference*, pages 875–878. IEEE, 2009.
  - [97] Sung K Kang, Moon Gi Cho, Paul Lauro, and Da-Yuan Shih. Critical factors affecting the undercooling of pb-free, flip-chip solder bumps and in-situ observation of solidification process. In *2007 Proceedings 57th Electronic Components and Technology Conference*, pages 1597–1603. IEEE, 2007.
  - [98] L. Baggetto O. Boisier F. Hodaj, L. Petit and L. Verneyre. Undercooling of sn–ag–cu alloys : solder balls and solder joints solidification. *Internation Journal of Materials Research*, 104(9) :pp. 874–878, 2013.
  - [99] G. Xu, J. Zeng, M. Zhou, and X. Zhang. Undercooling and solidification behavior of sn-ag-cu solder balls and sn-ag-cu/ubm joints. In *2013 14th International Conference on Electronic Packaging Technology*, pages 325–329, 2013.
  - [100] Lin Qu, Haitao Ma, Huijing Zhao, Ning Zhao, Anil Kunwar, and Mingliang Huang. The nucleation of ag 3 sn and the growth orientation relationships with cu 6 sn 5. In *2013 14th International Conference on Electronic Packaging Technology*, pages 377–381. IEEE, 2013.
  - [101] Chi Pu Lin, Katch Wan, Tommy Sun, Chih-Ming Chen, and Rick Lee. Effects of reflow cooling rate on the growth of ag3sn platelets and deformation of solder balls.
-

- In *2016 IEEE 66th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, pages 2075–2081. IEEE, 2016.
- [102] Cheng Bo, Wang Li, Zhang Qun, Gao Xia, Xie Xiaoming, and Wolfgang Kempe. Failures of flip chip assemblies under thermal shock. *Soldering & surface mount technology*, 15(3) :27–32, 2003.
- [103] Ping Liu, Pei Yao, and Jim Liu. Effects of multiple reflows on interfacial reaction and shear strength of snagcu and snpb solder joints with different pcb surface finishes. *Journal of alloys and compounds*, 470(1-2) :188–194, 2009.
- [104] Hirokazu Ezawa, Masahiro Miyata, Soichi Honma, Hiroaki Inoue, Tsuyoshi Tokuoka, Junichiro Yoshioka, and Manabu Tsujimura. Eutectic sn-ag solder bump process for ulsi flip chip technology. *IEEE transactions on electronics packaging manufacturing*, 24(4) :275–281, 2001.
- [105] M Bigas and Enric Cabruja. Characterisation of electroplated sn/ag solder bumps. *Microelectronics Journal*, 37(4) :308–316, 2006.
- [106] M Bigas and E Cabruja. High density of electrodeposited sn/ag bumps for flip chip connection. *Microelectronic Engineering*, 83(3) :399–403, 2006.
- [107] Qinghua Zhao, Zhuo Chen, Anmin Hu, and Ming Li. Formation of snag solder bump by multilayer electroplating. *Microelectronic Engineering*, 106 :33–37, 2013.
- [108] Qinghua Zhao, Anmin Hu, Ming Li, and Jiangyan Sun. Effect of electroplating layer structure on shear property and microstructure of multilayer electroplated sn–3.5 ag solder bumps. *Microelectronics Reliability*, 53(2) :321–326, 2013.
- [109] Abderrahim El Amrani, Étienne Paradis, David Danovitch, and Dominique Drouin. A study of low-cost sequential electroplating bumping process and its metallurgical behavior. *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*, 10(5) :917–923, 2020.
- [110] Wen Shan Tsai, CY Huang, C Key Chung, KH Yu, and CF Lin. Generational changes of flip chip interconnection technology. In *2017 12th International Microsystems, Packaging, Assembly and Circuits Technology Conference (IMPACT)*, pages 306–310. IEEE, 2017.
- [111] Sundeep Nangalia, Philip Deane, S Bonfede, Alan Huffman, Chad Statler, and Christine L Rinne. Issues with fine pitch bumping and assembly. In *Proceedings International Symposium on Advanced Packaging Materials Processes, Properties and Interfaces (Cat. No. 00TH8507)*, pages 118–123. IEEE, 2000.
- [112] Cindy Melton. Alternatives of lead bearing solder alloys. In *Proceedings of the 1993 IEEE International Symposium on Electronics and the Environment*, pages 94–97. IEEE, 1993.
- [113] Julia Woertink, Yi Qin, Jonathan Prange, Pedro Lopez-Montesinos, Inho Lee, Yil-Hak Lee, Masaaki Imanari, Jianwei Dong, and Jeffrey Calvert. From c4 to micro-
-

- bump : Adapting lead free solder electroplating processes to next-gen advanced packaging applications. In *2014 IEEE 64th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, pages 342–347. IEEE, 2014.
- [114] Jing-Feng Gong, Philip CH Chan, Guo-Wei Xiao, Ricky SW Lee, and Matthew MF Yuen. A reliability comparison of electroplated and stencil printed flip-chip solder bumps based on ubm related intermetallic compound growth properties. *IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies*, 29(1) :164–172, 2006.
- [115] Yoshiharu Kariya, Takuya Hosoi, Shinichi Terashima, Masamoto Tanaka, and Masahisa Otsuka. Effect of silver content on the shear fatigue properties of sn-ag-cu flip-chip interconnects. *Journal of electronic materials*, 33(4) :321–328, 2004.
- [116] A El Amrani, E Paradis, D Danovitch, and D Drouin. Investigation of a low-cost sequential plating based process for pb-free bumping. In *2018 7th Electronic System-Integration Technology Conference (ESTC)*, pages 1–5. IEEE, 2018.
- [117] Abderrahim El Amrani, Etienne Paradis, David Danovitch, and Dominique Drouin. Ag diffusion control through sn on a sequential plating-based bumping process. In *2019 IEEE 69th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, pages 2252–2257. IEEE, 2019.
- [118] Yang Liu, Fenglian Sun, and Xuemei Li. Effect of ni, bi concentration on the microstructure and shear behavior of low-ag sac-bi-ni/cu solder joints. *Journal of Materials Science : Materials in Electronics*, 25(6) :2627–2633, 2014.
- [119] King-Ning Tu. Solder joint technology : Materials, properties, and reliability. volume 117. Springer, New York, 2007.
- [120] MH Mahdavi, MFM Sabri, SM Said, and S Rozali. High stability and aging resistance sn-1ag-0.5 cu solder alloy by fe and bi minor alloying. *Microelectronic Engineering*, 208 :29–38, 2019.
- [121] Paul T Vianco, Robert D Wright, Paul F Hlava, and Joseph J Martin. Dissolution and interface reactions between the 95.5 sn-3.9 ag-0.6 cu, 99.3 sn-0.7 cu, and 63sn-37pb solders on silver base metal. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37(5) :1551–1561, 2006.
- [122] Fengwei Dai, Daquan Yu, Wen Yin, Ning Zhao, Lixi Wan, Han Yu, Su Wang, and Jiangyan Sun. Newly developed in-situ formation of snag and snagcu solder on copper pillar bump. In *2011 IEEE 13th Electronics Packaging Technology Conference*, pages 175–179. IEEE, 2011.
- [123] Huang Le, Wang Qian, and Ma Jusheng. The study on the novel lead-free solder alloy. In *International Symposium on Electronic Materials and Packaging (EMAP2000)(Cat. No. 00EX458)*, pages 191–193. IEEE, 2000.
- [124] Nadhrah Murad, Siti Rabiattul Aisha, Mahadzir Ishak, et al. Effects of cooling rates on microstructure, wettability and strength of sn3. 8ag0. 7cu solder alloy. *Procedia engineering*, 184 :266–273, 2017.



- 
- [125] Jun Shen, Yan Cheong Chan, and SY Liu. Growth mechanism of bulk  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  intermetallic compounds in  $\text{Sn-Ag}$  solder during solidification. *Intermetallics*, 16(9) :1142–1148, 2008.
- [126] Qiang Zhou, Mingliang Huang, Ning Zhao, and Zhijie Zhang. Effects of cooling rate and solder volume on the formation of large  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  plates in  $\text{Sn-Ag}$  based solder joints. In *2012 13th International Conference on Electronic Packaging Technology & High Density Packaging*, pages 1403–1406. IEEE, 2012.
- [127] Ganesh Iyer, Eric Ouyang, Witoon Kittidacha, Soratos Tantideeravit, and LK Suresh. Pb-free solder :  $\text{Sn}105$  vs  $\text{Sn}305$  drop-test reliability data comparison. In *2007 32nd IEEE/CPMT International Electronic Manufacturing Technology Symposium*, pages 251–255. IEEE, 2007.
- [128] A El Amrani, E Paradis, D Danovitch, and D Drouin. Heterogenous bump metallurgy through a sequential plating based process. In *2020 IEEE 70th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, pages 702–709. IEEE, 2020.
- [129] Tae-Sung Oh, Kwang-Yong Lee, and Hye-Jin Won. Flip-chip process using interlocking-bump joints. *IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies*, 32(4) :909–914, 2009.
- [130] Abderrahim El Amrani, Étienne Paradis, David Danovitch, and Dominique Drouin. A novel chip-join assembly using heterogeneous  $\text{Sn-Ag}$  bumps. *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*, xx(x) :xxx–xxx, 2020.
- [131] Wislei R Osorio, Leandro C Peixoto, Leonardo R Garcia, Amauri Garcia, José E Spinelli, et al. The effects of microstructure and  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  and  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  intermetallics on the electrochemical behavior of  $\text{Sn-Ag}$  and  $\text{Sn-Cu}$  solder alloys. *Int. J. Electrochem. Sci.*, 7(7) :6436–6452, 2012.
- [132] Liang Zhang, Cheng-wen He, Yong-huan Guo, Ji-guang Han, Yong-wei Zhang, and Xu-yan Wang. Development of  $\text{Sn-Ag}$ -based lead free solders in electronics packaging. *Microelectronics Reliability*, 52(3) :559–578, 2012.
- [133] Yu-Hsiu Shao, Ying-Ta Chiu, Chin-Lin Kao, and Ping-Feng Yang. The failure behavior of the fine pitch  $\text{Sn-Ag}$  bump under current stressing. In *2014 9th International Microsystems, Packaging, Assembly and Circuits Technology Conference (IMPACT)*, pages 150–153. IEEE, 2014.
- [134] Lei Wang, Jun Wang, and Fei Xiao. Study on beol failures in a chip by shear tests of copper pillar bumps. *Journal of Electronic Packaging*, 141(1), 2019.
- [135] Shinichi Terashima, Yoshiharu Kariya, Takuya Hosoi, and Masamoto Tanaka. Effect of silver content on thermal fatigue life of  $\text{Sn-Ag}-0.5\text{ Cu}$  flip-chip interconnects. *Journal of Electronic Materials*, 32(12) :1527–1533, 2003.
- [136] Tung-Chin Yeh, Tsung-Fu Tsai, Larry Lin, Roger Hsieh, and Kenneth Wu. Electro-migration of  $\text{Sn-Ag}$  bump with  $\text{Ni UBM}$  on various substrate pad finishes with  $\text{SnCu}$
-

- presolder. In *2012 IEEE 62nd Electronic Components and Technology Conference*, pages 1293–1298. IEEE, 2012.
- [137] Mengzhi Pang, Matt Kaufmann, Henry Sze, Reza Sharifi, Keith Tan, Chong Wei Neo, Ram Ramakrishna, Sam Karikalan, and Reza Khan. Mechanically compliant lead-free solder metallurgy : The key element in enabling extreme low-k large-die flip chip devices. In *2012 IEEE 62nd Electronic Components and Technology Conference*, pages 597–602. IEEE, 2012.
-